

УДК 546.6

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-1-31-37

Горение в слоевых порошковых смесях Ni + Al и Ti + Al + C

© 2021 г. А.М. Шульпеков, Р.М. Габбасов, О.К. Лепакова

Томский научный центр (ТНЦ) СО РАН, г. Томск, Россия

Статья поступила в редакцию 29.11.19 г., доработана 19.02.20 г., подписана в печать 27.02.20 г.

Аннотация: Работа посвящена разработке технологии получения металлокерамических покрытий методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Актуальность данного исследования связана с повсеместным использованием плоских электрических нагревателей и защитных покрытий различного назначения. Предложен способ получения электропроводящих покрытий путем СВС в порошковых смесях Ni + Al и Ti + Al + C. Исследованы особенности протекания автоволнового СВС в этих смесях. Смесь наносилась на керамическую подложку в виде слоя толщиной $(0,2\pm 2,0)\cdot 10^{-3}$ м через трафарет в виде суспензии в изопропиловом спирте. Изучено влияние толщины порошкового слоя смеси на скорость распространения фронта и его максимальную температуру. Показано, что с увеличением толщины эти параметры закономерно возрастают. Установлено, что покрытие на основе смеси Ni + Al состоит из интерметаллидов состава NiAl, Ni₃Al, а на основе смеси Ti + Al + C – из TiC и MAX-фаз Ti₂AlC, Ti₃AlC₂. Покрытие на основе интерметаллидов представлено округлыми частицами, сплавленными друг с другом, которые содержат фазы NiAl, Ni₃Al. В покрытиях, полученных из смеси Ti + Al + C, наблюдаются игольчатые кристаллы MAX-фаз и вкрапления округлых частиц карбида титана. Содержание целевых фаз NiAl и Ti₂AlC растет с увеличением толщины слоя. Получены покрытия на основе термостойких фаз NiAl, Ni₃Al и Ti₂AlC, Ti₃AlC₂ толщиной $(0,2\pm 1,2)\cdot 10^{-3}$ м с удельным электрическим сопротивлением 0,1–0,6 мкОм·м.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, интерметаллид, MAX-фаза, покрытие, электронагреватель.

Шульпеков А.М. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. науч.-иссл. отдела структурной макрокинетики Томского научного центра (ТНЦ) СО РАН (634055, г. Томск, пр. Академический, 10/3). E-mail: shulp@yandex.ru.

Габбасов Р.М. – канд. техн. наук, науч. сотр. науч.-иссл. отдела структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН. E-mail: ramilus@yandex.ru.

Лепакова О.К. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. науч.-иссл. отдела структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН. E-mail: klavdievna.k@yandex.ru.

Для цитирования: Шульпеков А.М., Габбасов Р.М., Лепакова О.К. Горение в слоевых порошковых смесях Ni + Al и Ti + Al + C. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2021. Т. 15. No. 1. С. 31–37. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-1-31-37.

Combustion in layered Ni + Al and Ti + Al + C powder mixtures

А.М. Shul'pekov, R.М. Gabbasov, O.K. Lepakova

Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia

Received 29.11.2019, revised 19.02.2020, accepted for publication 27.02.2020

Abstract: The paper focuses on the development of a cermet coating production technology using the method of self-propagating high-temperature synthesis (SHS). The relevance of this study is associated with the widespread use of flat electric heaters and protective coatings for various purposes. A method for producing electrically conductive coatings using SHS in Ni + Al and Ti + Al + C powder mixtures was proposed. The features of the autowave SHS process in Ni + Al and Ti + Al + C powder mixtures were investigated. The mixture was applied to a ceramic substrate in the form of a layer $(0.2\pm 2.0)\cdot 10^{-3}$ m in thickness through a stencil in the form of a suspension in isopropyl alcohol. The effect of the mixture powder layer thickness on the front propagation velocity and maximum temperature was studied. It was shown that these parameters naturally increase with an increase in the thickness. It was found that the coating based on the Ni + Al mixture consists of NiAl, Ni₃Al intermetallic compounds, and the coating based on Ti + Al + C consists of TiC and MAX phases of Ti₂AlC, Ti₃AlC₂. The coating based on intermetallic compounds consists of rounded particles fused together and containing NiAl, Ni₃Al phases. Coatings obtained from the Ti + Al + C mixture contain needle crystals of MAX phases and interspersed rounded particles of titanium carbide. The content of the NiAl and Ti₂AlC target phases increases

with the increasing layer thickness. Coatings based on NiAl, Ni₃Al and Ti₂AlC, Ti₃AlC₂ heat-resistant phases (0.2–1.2)·10⁻³ m in thickness with a specific electrical resistance of 0.1–0.6 μΩ·m were obtained.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, intermetallic compound, MAX-phase, coating, electric heater.

Shul'pekov A.M. – Cand. Sci. (Eng.), leading researcher of the Department of structural macrokinetics of the Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (SB RAS) (634055, Russia, Tomsk, Academicheskii pr., 10/3). E-mail: shulp@yandex.ru.

Gabbasov R.M. – Cand. Sci. (Eng.), researcher of the Department of structural macrokinetics of the Tomsk Scientific Center of SB RAS. E-mail: ramilus@yandex.ru.

Lepakova O.K. – Cand. Sci. (Eng.), leading researcher of the Department of structural macrokinetics of the Tomsk Scientific Center of SB RAS. E-mail: klavdievna.k@yandex.ru.

For citation: Shul'pekov A.M., Gabbasov R.M., Lepakova O.K. Combustion in layered Ni + Al and Ti + Al + C powder mixtures. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2021. Vol. 15. No. 1. P. 31–37 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-1-31-37.

Введение

Материалы на основе Ni–Al и Ti–Al–C обладают термостойкостью, не окисляются при температурах до 1000 °С и используются в качестве термостойких защитных слоев [1–6]. Эти материалы по электропроводности не уступают металлам, а потому перспективны для плоских высокотемпературных электронагревателей. Такие нагреватели получают, например, «вжиганием» электропроводящей керамики в подложку из корундовой керамики при температуре 1300 °С [7] или наплавлением смеси металлического порошка и бесщелочного силикатного стекла [8]. Недостатки этих методов — необходимость применения высокотемпературных печей и инертной атмосферы в технологическом процессе. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) позволяет синтезировать материалы при незначительных энергозатратах. При высокой скорости процесса получаемый материал окисляется только в приповерхностном слое, поэтому синтез можно проводить без защитной газовой среды. Таким методом были получены медные электропроводящие покрытия [9] и диэлектрические слои на основе боросвинцового стекла [10]. При изготовлении нагревателей важную роль играет соответствие коэффициентов термического расширения подложки, диэлектрического и резистивного слоев. Коэффициент термического расширения (КТР) МАХ-фаз Ti–Al–C ((8,2÷9,2)·10⁻⁶ К⁻¹) [11] близок к термическому расширению стальной подложки (9,9·10⁻⁶ К⁻¹), которую мы в дальнейшем планируем использовать. Поэтому они совместимы между собой. Для стеклокерамического покрытия нужный КТР подбирается варьированием химического состава.

Получение покрытий методом СВС на основе NiAl и МАХ-фаз системы Ti–Al–C состоит в том, что смесь порошков исходных компонентов наносит на подложку и инициируют экзотермическую реакцию электрическим или тепловым импульсом. Затраты энергии в этом случае незначительны и необходимы только для запуска процесса. Преимущество СВС-метода получения покрытий, в отличие от других известных, заключается в простоте применяемого оборудования и малых затратах энергии и ресурсов.

Обычно методом СВС материалы на основе Ni–Al и Ti–Al–C получают в виде цилиндров или других трехмерных форм [12–21]. Исследование процессов в волне горения для слоевых порошковых систем изучено недостаточно и описано только в нескольких работах [9, 22, 23]. Особенностью таких систем являются их низкие относительная плотность (0,4–0,6) и механическая прочность. Закономерности протекания СВС-процессов в этих системах обладают спецификой, мало изучены, поэтому исследования актуальны.

Целью работы являлось изучение влияния толщины слоя порошковой смеси на температуру и скорость распространения волны горения, структуру и электропроводность материала.

Методика эксперимента

Для получения покрытия на основе никелидов алюминия была приготовлена смесь порошков никеля (ПНК-УТ1) и алюминия (АСД-4) в соотношении 31,5 мас.% Al и 68,5 мас.% Ni. Для создания покрытий на основе МАХ-фаз системы Ti–Al–C использовали порошки титана (ПТХ с размером

частиц $< 4 \cdot 10^{-4}$ м, 70 мас.%), алюминия (АСД-4, 20 мас.%) и сажу (ПМ-15, 10 мас.%). Состав смеси соответствовал стехиометрии $2\text{Ti} + \text{Al} + \text{C}$.

Порошки предварительно отжигали в вакууме при температуре 200°C . Их смесь в виде суспензии в изопропиловом спирте наносили на керамическую пластину ВК 94-1 через трафарет толщиной $(0,2 \pm 0,0) \cdot 10^{-3}$ м и шириной $2 \cdot 10^{-2}$ м и сушили на воздухе при комнатной температуре в течение 24 ч. Пластины из корундовой керамики ВК 94-1 (94 мас.% Al_2O_3) использовали в модельных экспериментах из-за их высокой термостойкости и химической инертности.

Термопары типа ТХА или WRe 5/20 были закреплены на керамической пластине на расстоянии $(1,0 \pm 3,5) \cdot 10^{-2}$ м друг от друга. Для записи термограмм термопары были подключены к АЦП (Ла20 USB) (ЗАО «Руднев и Шилиев») и персональному компьютеру. Скорость распространения определялась по задержке сигнала от двух термопар (рис. 1). Инициирование реакции осуществляли с использованием электрической спирали.

Фазовый состав продуктов синтеза определяли на портативном настольном рентгеновском аппарате RIKOR (CoK_α -излучение), предоставленном Томским центром коллективного пользования СО РАН. Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе «Axiovert 200M» (Carl Zeiss, Германия). Электрическое сопротивление покрытий измеряли с помощью миллиомметра Ф-410 с диапазоном измерений $1 \cdot 10^{-2}$ – $1 \cdot 10^7$ Ом. В отдельных экспериментах температуру

волны горения определяли методом спектральной пирометрии с помощью ПЗС-спектрометра HR 4000 (Ocean Optics, США) ($\lambda = (0,2 \pm 1,1) \cdot 10^{-6}$ м, $\nu = 220$ Гц, длительность накопления сигнала в одном спектре — $4,5 \cdot 10^{-3}$ с) [24].

Результаты и их обсуждение

После начала реакции через порошковые смеси $\text{Ni} + \text{Al}$ и $\text{Ti} + \text{Al} + \text{C}$ проходит волна горения с фронтом шириной около $(0,5 \pm 1,0) \cdot 10^{-2}$ м. Профиль волны показан на рис. 2, а. Максимальная температура фронта значительно меньше, чем у объемных цилиндрических образцов аналогичного состава. Это связано с большим теплоотводом для плоских образцов. Скорость распространения волны $((1,0 \pm 1,5) \cdot 10^{-2}$ м/с) ниже скорости фронта волны горения цилиндрических образцов аналогичного состава. Эти результаты немного не согласуются с результатами [25], полученными для системы $\text{Ni}-\text{Al}$. Однако следует учитывать, что для прессованных образцов из механически активированных смесей скорость распространения всегда выше за счет более тесного контакта между частицами порошка.

Для смеси состава $2\text{Ti} + \text{Al} + \text{C}$ температура фронта волны горения выше, чем для системы $\text{Ni} + \text{Al}$. Это также согласуется с данными, полученными для цилиндрических образцов. Спектр излучения от волны горения, показанный на рис. 2, б, по форме близок к спектру теплового излучения нагретого тела; наблюдаются характер-

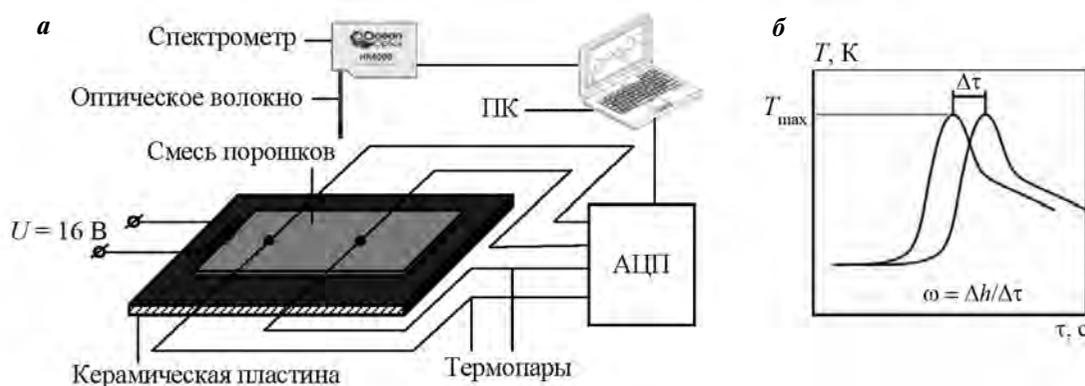


Рис. 1. Схема проведения эксперимента (а) и принцип измерения скорости распространения (ω) фронта волны горения (б)
 Δh – расстояние между термопарами

Fig. 1. Experimental design diagram (а) and measurement principle of combustion wave front (б) propagation velocity
 Δh – distance between thermocouples

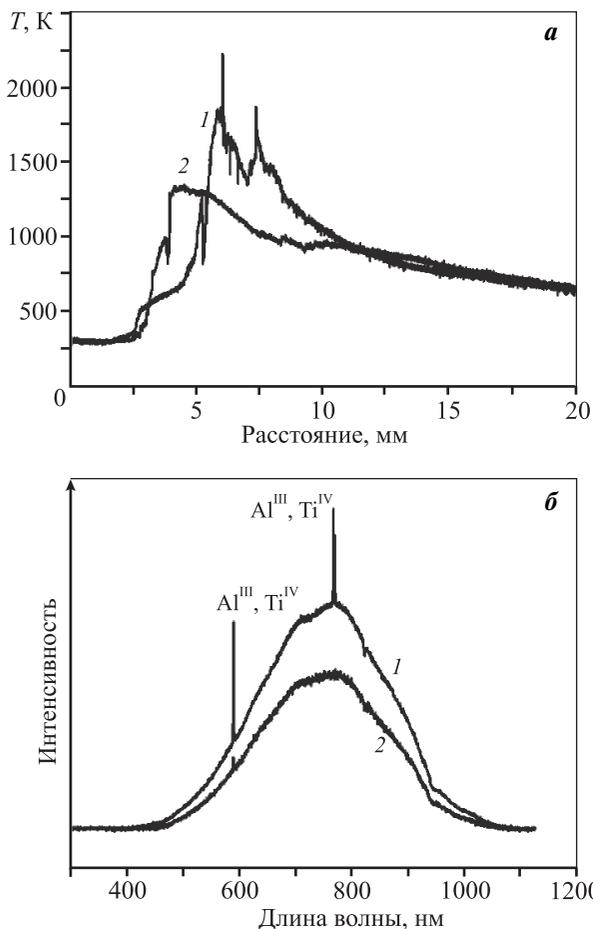


Рис. 2. Профиль волны горения (а) и спектр излучения (б) для смесей $2\text{Ti} + \text{Al} + \text{C}$ (1) и $\text{Ni} + \text{Al}$ (2)
Fig. 2. Combustion wave profile (a) and radiation spectrum (b) for $2\text{Ti} + \text{Al} + \text{C}$ (1) and $\text{Ni} + \text{Al}$ (2) mixtures

ные полосы эмиссии ионов титана и алюминия, поскольку эксперимент проводился на воздухе.

При толщине покрытия менее $0,2 \cdot 10^{-3}$ м фронт не распространяется, а при толщине более $1,2 \cdot 10^{-3}$ м керамическая подложка разрушается из-за теплового удара. С увеличением толщины слоя порошка смеси $\text{Ni} + \text{Al}$ скорость фронта волны горения и максимальная температура возрастают (рис. 3, а). Это связано с повышением количества тепла, выделяющегося в волне горения. Из рис. 3, б видно, что для смеси $2\text{Ti} + \text{Al} + \text{C}$ наблюдается аналогичная закономерность, но при толщине слоя больше $1,0 \cdot 10^{-3}$ м скорость распространения фронта проходит через максимум, а максимальная температура выходит на постоянные значения. Аналогичная закономерность проявляется в порошковой системе $\text{CuO}-\text{В}$ и связана с разрыхле-

нием порошковой смеси перед фронтом волны горения под действием адсорбированных газов [9].

Синтезированное покрытие на основе системы $\text{Ti}-\text{Al}-\text{C}$ состоит из фаз Ti_2AlC , Ti_3AlC_2 , TiC (рис. 4, а). Высокое содержание карбида титана указывает на недореагирование в системе. Покрытие $\text{Ni}-\text{Al}$ содержит фазы NiAl (преобладающая) и Ni_3Al (указывает на недореагирование в волне горения) (рис. 4, б). Недореагирование связано с тем, что температура в волне горения значительно ниже, чем для образцов в форме цилиндра. Интенсивность рефлексов отражения фаз Ti_2AlC , Ti_3AlC_2 , TiC для системы $\text{Ti}-\text{Al}-\text{C}$ и NiAl , Ni_3Al для системы $\text{Ni}-\text{Al}$ возрастает с увеличением толщины порошкового слоя.

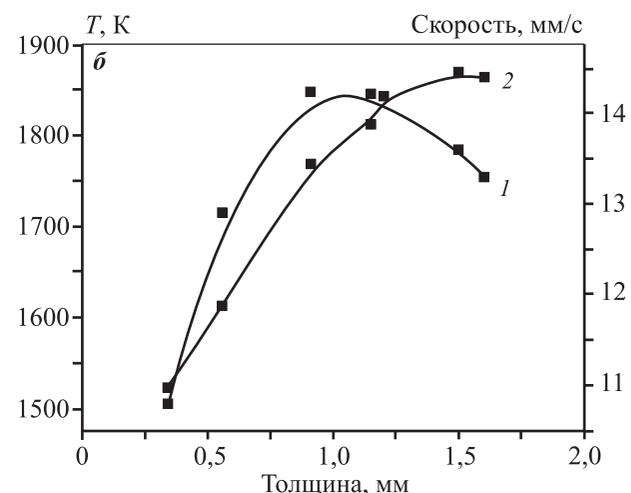
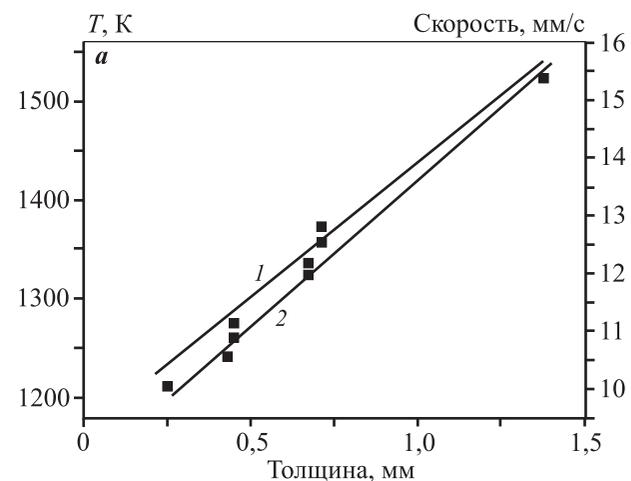


Рис. 3. Скорость распространения фронта (1) и максимальная температура (2) для смесей $\text{Ni}-\text{Al}$ (а) и $2\text{Ti}-\text{Al}-\text{C}$ (б) в зависимости от толщины слоя

Fig. 3. Front propagation velocity (1) and maximum temperature (2) for $\text{Ni}-\text{Al}$ (a) and $2\text{Ti}-\text{Al}-\text{C}$ (b) mixtures depending on layer thickness

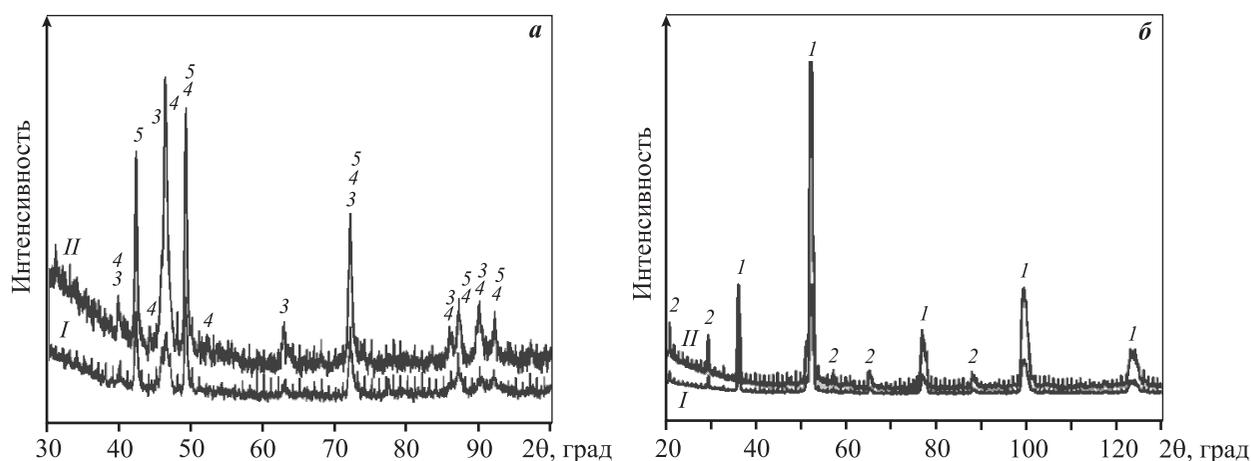


Рис. 4. Дифрактограммы образцов Ti_2AlC (а) и $NiAl$ (б)

Толщина слоя, мм: *I* – 0,5; *II* – 0,9

Фазы: *I* – $NiAl$, *2* – Ni_3Al , *3* – Ti_2AlC , *4* – Ti_3AlC_2 , *5* – TiC

Fig. 4. XRD patterns of Ti_2AlC (a) and $NiAl$ (b) samples

Layer thickness, mm: *I* – 0.5; *II* – 0.9

Phases: *I* – $NiAl$, *2* – Ni_3Al , *3* – Ti_2AlC , *4* – Ti_3AlC_2 , *5* – TiC

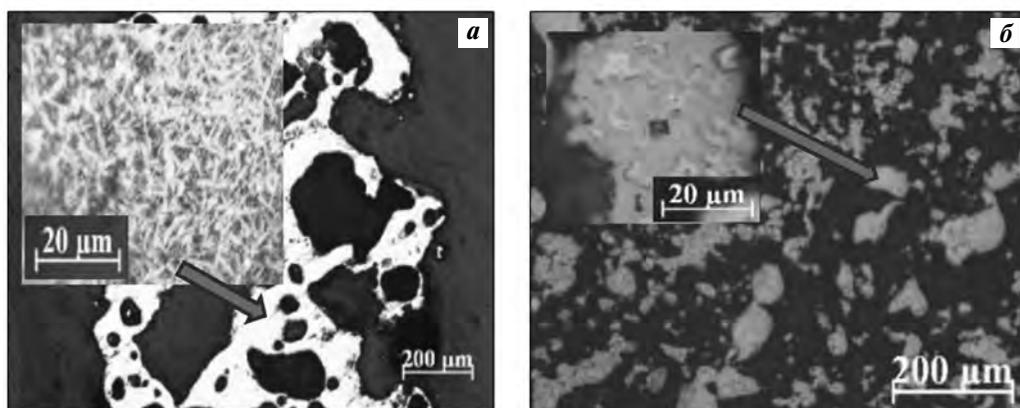


Рис. 5. Микроструктура покрытия Ti_2AlC (а) и $Ni-Al$ (б)

Fig. 5. Ti_2AlC (a) and $Ni-Al$ (b) coating microstructure

На рис. 5, а показана микрофотография участка покрытия на основе системы $Ti-Al-C$. В его структуре наблюдаются мелкие округлые частицы, часто полые, сплавленные вместе. При большем увеличении видно, что частицы состоят в основном из иглоподобных кристаллов МАХ-фаз.

Покрытие $Ni-Al$ также содержит округлые твердые частицы, сплавленные друг с другом (рис. 5, б). При большем увеличении видно, что они включают две фазы — $NiAl$ и Ni_3Al .

Удельное электрическое сопротивление покрытия на основе системы $Ti-Al-C$ состав-

ляет 0,4–0,6 мкОм·м и совпадает со значением сопротивления для материала, полученного методом СВС (0,36 мкОм·м для Ti_2AlC и 0,39 мкОм·м для Ti_3AlC_2) [11]. Покрытия на основе системы $Ni-Al$ обладают лучшей электропроводностью (0,1 мкОм·м), чем $Ti-Al-C$, но все же уступают в этом отношении алюминию (0,026 мкОм·м) и вольфраму (0,055 мкОм·м). Вероятно, это связано с большой неоднородностью и пористостью материала. Электрическое сопротивление уменьшается с увеличением толщины покрытия, что указывает на то, что удельное сопротивление материала покрытия остается постоянным.

Выводы

1. Изучено влияние толщины порошкового слоя на скорость распространения фронта и максимальную температуру волны реакции для слоевых порошковых смесей Ni + Al и 2Ti + Al + C в процессе СВС.

2. Получены покрытия на основе целевых термостойких фаз — NiAl, Ni₃Al и Ti₂AlC, Ti₃AlC₂ — толщиной $(0,2 \pm 1,2) \cdot 10^{-3}$ м с удельным электрическим сопротивлением 0,1–0,6 мкОм·м.

Работа выполнена в рамках государственного задания ТНЦ СО РАН (проект № 0365-2019-0004).

Acknowledgments: The research was carried out as part of the government task to the Tomsk Scientific Center of SB RAS (Project No. 0365-2019-0004).

Литература/References

1. Yue Yang, Hua Wu. Microstructure and microhardness of tempered Ni–Al alloyed layer. *J. Mater. Sci. Technol.* 2012. Vol. 28. No. 10. P. 937–940.
2. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002.
Grinberg B.A., Ivanov M.A. Intermetallides Ni₃Al and TiAl: microstructure, deformation behavior. Ekaterinburg: UrO RAN, 2002 (In Russ.).
3. Хасуй А., Моригаки О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985.
Hasui A., Morigaki O. Surfacing and spraying. Moscow: Mashinostroenie, 1985 (In Russ.).
4. Miladin Radovic, Barsoum M.W. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *Am. Ceram. Soc. Bull.* 2013. Vol. 92. No. 3. P. 20–27.
5. Barsoum M.W., El-Raghy T., Porter W.D., Wang H., Ho J.C., Chakraborty S. Oxidation of Hf₂SnC and Nb₂SnC in air in the 400–600 °C temperature range. *J. Appl. Phys.* 2000. Vol. 88. P. 6316.
6. Рубцова О.А., Кучумова И.Д., Миллер В.С. Структурные исследования покрытий из никелида. В сб.: *Наука. Промышленность. Оборона*: Тр. 16 Всеросс. науч.-техн. конф. (Новосибирск, 22–24 апр. 2015 г.). Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2015. С. 675–678.
Rubtsova O.A., Kuchumova I.D., Miller V.S. Structural studies of nickelide coatings. In: *Science. Industry. Defense*: Proc. 16 All-Russ. sci.-tech. conf. (Novosibirsk, 22–24 Apr. 2015). Novosibirsk: Izd-vo NGTU, 2015. P. 675–678 (In Russ.).
7. Челноков Е.И. Керамический электронагревательный элемент и способ его изготовления: Пат. 2154361 (РФ). 2000.
Chelnokov E.I. Ceramic electric heating element and method for its manufacture: Pat. 2154361 (RF). 2000 (In Russ.).
8. Андронов Б.Н., Журавов В.Д., Молотков В.А., Титова В.В., Шумовский В.И. Толсто пленочный резистивный элемент: Пат. 2054720 (РФ). 1992.
Andronov B.N., Zhuravov V.D., Molotkov V.A., Titova V.V., Shumovskii V.I. Thick film resistive element: Pat. 2054720 (RF). 1992 (In Russ.).
9. Шульпеков А.М., Лапшин О.В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в тонкослойной системе CuO–В–стекло. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018. No. 3. С. 46–54.
Shul'pekov A.M., Lapshin O.V. Self-propagating high-temperature synthesis in a thin-layer CuO–B–glass system. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Universities' Proceedings. Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2018. No. 3. P. 46–54 (In Russ.).
10. Шульпеков А.М. Стеклокерамические СВС-покрытия для пленочных электронагревателей. *Актуал. пробл. соврем. науки*. 2017. Т. 93. No. 2. С. 212–215.
Shul'pekov A.M. Glass-ceramic SHS coatings for film electric heaters. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki*. 2017. Vol. 93. No. 2. P. 212–215 (In Russ.).
11. Wang X.W., Zhou V.C. Layered machinable and electrically conductive Ti₂AlC and Ti₃AlC₂ ceramics. *J. Mater. Sci. Technol.* 2010. Vol. 26. No. 5. P. 385–416.
12. Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. Томск: Изд-во Томск. ун-та, 1989.
Itin V.I., Naiborodenko Yu.S. High temperature synthesis of intermetallic compounds. Tomsk: Izd-vo Tomsk. un-ta, 1989 (In Russ.).
13. Levashov E.A., Pogozhev Yu.S., Shtansky D.V., Petrzhik M.I. Self-propagating high-temperature synthesis of ceramic materials based on the M_{n+1}AX_n phases in the Ti–Cr–Al–C system. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2009. Vol. 50. No. 2. P. 151–159.
14. Zhimei Sun, Rajeev Ahuja, Jochen M. Theoretical investigation of the solubility in (M_xM'_{2-x})AlC (M and M' = Ti, V, Cr). *Phys. Rev. B*. 2003. Vol. 68. P. 224112–224119.
15. Федотов А.Ф., Амосов А.П., Латухин Е.И., Ермошкин А.А., Давыдов Д.М. Влияние газифицирующих добавок на фазовый состав продуктов горения при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе MAX-фаз в системе Ti–Al–C.

- Изв. Самарск. науч. центра РАН.* 2004. Т. 16. No. 6. С. 50—55.
- Fedotov A.F., Amosov A.P., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A., Davydov D.M.* The effect of gasifying additives on the phase composition of combustion products during self-propagating high-temperature synthesis of MAX phases in the Ti—Al—C system. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN.* 2004. Vol. 16. No. 6. P. 50—55 (In Russ.).
16. *Shulpekov A.M., Lepakova O.K., Salamatov V.G., Afanasyev N.I.* Advanced structural materials based on the Ti—Cr—Al—C system. *J. Phys. Conf. Ser.* 2018. Vol. 1115. Iss. 4. P. 042059. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/4/042059>.
17. *Комарова М.В., Ворожцов А.Б., Вакутин А.Г.* Исследование скорости горения высокоэнергетических материалов, содержащих модифицированный наноалюминий. *Ползуновский вестник.* 2015. No. 4. Т. 1. С. 88—91.
- Komarova M.V., Vorozhtsov A.B., Vakutin A.G.* The study of the burning rate of high-energy materials containing modified nanoaluminum. *Polzunovskii vestnik.* 2015. Vol. 1. No. 4. P. 88—91 (In Russ.).
18. *Mukasyan A.S., White J.D.E., Kovalev D., Kochetov N., Ponomarev V., Son S.F.* Dynamics of phase transformation during thermal explosion in the Al—Ni system: Influence of mechanical activation. *Physica. B.* 2010. Vol. 405. No. 2. P. 778—784.
19. *Kochetov N.A., Vadchenko S.G.* Mechanically activated SHS of NiAl: Effect of Ni morphology and mechano-activation conditions. *Int. J. SHS.* 2012. Vol. 21. No. 1. P. 55—58.
20. *Гринчук П.С., Рабинович О.С., Рогачев А.С., Кочетов Н.А.* Экспериментальное исследование горения разбавленных механоактивированных порошков на основе Ni/Al. В сб.: *Свободная конвекция. Тепломассообмен при химических превращениях:* Тр. 4-й Росс. нац. конф. по теплообмену (Москва, 23—27 окт. 2006). М.: Изд-во МЭИ, 2006. В 8 т. Т. 3. С. 211—214.
- Grinchuk P.S., Rabinovich O.S., Rogachev A.S., Kochetov N.A.* An experimental study of the combustion of diluted mechanically activated powders based on Ni/Al. In: *Free convection. Heat and mass transfer during chemical transformations:* Proc. 4-th Russ. conf. on heat exchange (Moscow, 23—27 Oct. 2006). Moscow: Publ. MEI. Vol. 3. P. 211—214 (In Russ.).
21. *Долматов А.В., Пинчук М.В., Сергейчев А.В.* Оптические измерения и анализ тепловой микроструктуры волны СВС в системе Ni—Al. *Вестн. Югорского гос. ун-та.* 2015. Вып. 2. No. 37. С. 14—26.
- Dolmatov A.V., Pinchuk M.V., Sergeichev A.V.* Optical measurements and analysis of the thermal microstructure of the SHS wave in the Ni—Al system. *Vestnik Yugorskogo gos. un-ta.* 2015. Iss. 2. No. 37. P. 14—26 (In Russ.).
22. *Shulpekov A.M., Gabbasov R.M.* Coating in the Ni—Al system using the SHS method. *J. Phys. Conf. Ser.* 2018. Vol. 1115. Iss. 4. P. 042061. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/4/042061>.
23. *Реут О.П., Хина Б.Б., Маркова Л.В., Толстяк Э.И., Саранцев В.В.* Технология нанесения покрытий на основе карбида титана ЭИО деталей с СВС-реагентами. *Литье и металлургия.* 2007. No. 1. С. 145—153.
- Reut O.P., Khina B.B., Markova L.V., Tolstyak E.I., Sarantsev V.V.* Coating technology based on titanium carbide HER parts with SHS reagents. *Lit'yo i metallurgiya.* 2007. No. 1. P. 145—153 (In Russ.).
24. *Magunov A.N.* Spectral pyrometry (Review). *Prib. Tekh. Eksp.* 2009. No. 4. P. 5—28.
25. *Кочетов Н.А., Сеплярский Б.С.* Зависимость скорости горения от размера образца в системе Ni + Al. *Физика горения и взрыва.* 2014. Т. 50. No. 4. С. 29—35.
- Kochetov N.A., Seplyarskii B.S.* Dependence of the burning rate on the sample size in the Ni + Al system. *Fizika goreniya i vzryva.* 2014. Vol. 50. No. 4. P. 29—35 (In Russ.).