

УДК 621.763 + 536.46

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-72-78

Особенности формирования микроструктуры в системе Ni–Al–W в процессе СВС

© 2017 г. А.С. Щукин, С.Г. Вадченко, А.Е. Сычёв

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН),
г. Черноголовка, Московская обл.

Статья поступила в редакцию 15.08.16 г., доработана 03.09.16 г., подписана в печать 28.10.16 г.

Суперсплавы нового поколения на основе интерметаллидов Ni обладают высокой термомеханической стабильностью при высоких температурах и широко используются в современной промышленности. Получение таких материалов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) имеет преимущество перед традиционными металлургическими технологиями за счет использования энергии химической реакции. Создание покрытий и наплавов на основе интерметаллида NiAl на поверхности вольфрамовых изделий в процессе СВС имеет большой практический интерес. В данной работе были проведены эксперименты по взаимодействию W-подложки и расплава на основе Ni–Al в режиме СВС. При ее соединении с интерметаллидом NiAl в ходе протекания СВС происходит формирование градиентного сварного соединения толщиной 200–400 мкм, имеющего сложное строение. При СВС-реакции имеет место образование расплава Ni и Al, в который диффундируют поверхностные слои W-подложки. В процессе охлаждения в приповерхностном слое происходит кристаллизация дендритов фазы на основе вольфрама (84–86 ат. % W и 16–14 ат. % Ni) и дендритов псевдобинарной эвтектики на основе NiAl (β -фазы), в которых присутствуют преципитаты W-содержащей фазы размером менее 50 нм и игольчатые включения Ni₃Al (γ' -фазы). В переходном слое обнаружена структурированная тройная эвтектика W + Ni + Ni₃Al ($\alpha + \gamma + \gamma'$), содержащая частицы твердого раствора на основе интерметаллида Ni₃Al размером около 100 нм. Продемонстрирована модификация поверхности W-подложки с формированием на ней глобулярных выделений W (α -фазы), что значительно увеличивает площадь поверхности.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), интерметаллид, NiAl, Ni₃Al, тугоплавкий металл, вольфрам (W), фазообразование, модификация поверхности, тройная эвтектика, наноразмерные частицы.

Щукин А.С. – науч. сотрудник лаборатории динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Акад. Осипьяна, 8). E-mail: shchukin@ism.ac.ru.

Вадченко С.Г. – канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник той же лаборатории. E-mail: vadchenko@ism.ac.ru.

Сычёв А.Е. – канд. техн. наук, зам. директора ИСМАН. E-mail: sytshev@ism.ac.ru.

Для цитирования: Щукин А.С., Вадченко С.Г., Сычёв А.Е. Особенности формирования микроструктуры в системе Ni–Al–W в процессе СВС // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 2. С. 72–78.
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-72-78.

Shchukin A.S., Vadchenko S.G., Sytshev A.E.

Features of microstructure formation in Ni–Al–W system during SHS

New generation superalloys based on Ni intermetallics exhibit high thermomechanical stability at high temperatures and are widely used in modern industry. The production of such materials by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) has an advantage over traditional metallurgical production methods due to reaction heat utilization. The creation of coatings and surfacing based on NiAl intermetallic on the surface of W products in the SHS process is of great practical interest. This paper describes experiments on the interaction of a W substrate and a Ni–Al-based melt in the SHS regime. When connecting the W substrate to the NiAl intermetallic during the SHS process, a gradient welded joint with a thickness of 200–400 μm with a complex structure is formed. During the SHS reaction, the formation of a Ni and Al melt occurs, in which surface layers of the W substrate are diffused. During cooling, the tungsten-based phase dendrites (84–86 at% W and 16–14 at% Ni) and the NiAl-based pseudobinary eutectic dendrites (β -phase) which include W-containing phase precipitates of less than 50 nm in size and needlelike Ni₃Al inclusions (γ' -phase) crystallize in the subsurface layer. A structured ternary eutectic W + Ni + Ni₃Al ($\alpha + \gamma + \gamma'$) containing particles of a solid solution based on Ni₃Al intermetallic of about 100 nm in size was found in the transition layer. The paper demonstrates a modification of the W substrate surface with the formation of globular W precipitates (α -phase), which significantly increases the surface area.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis (SHS), intermetallic, NiAl, Ni₃Al, refractory metal, tungsten, W, phase formation, surface modification, ternary eutectic, nano particles.

Shchukin A.S. – Researcher of Laboratory of dynamics of microheterogeneous processes, Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS (ISMAN) (142432, Russia, Moscow reg., Chernogolovka, Academician Osipyan str., 8). E-mail: shchukin@ism.ac.ru.

Vadchenko S.G. – Cand. Sci. (Phys. Math.), Ph.D., Senior researcher of the same Laboratory, ISMAN. E-mail: vadchenko@ism.ac.ru.

Sytshev A.E. – Cand. Sci. (Tech.), Deputy director, ISMAN. E-mail: sytshev@ism.ac.ru.

Citation: Shchukin A.S., Vadchenko S.G., Sytshev A.E. Osobennosti formirovaniya mikrostruktury v sisteme Ni–Al–W v protsesse SVS. Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya. 2017. No. 2. С. 72–78.
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-72-78.

Введение

Многокомпонентные сплавы на основе интерметаллидов никеля обладают хорошей термомеханической стабильностью при высоких температурах и широко используются в автомобильной и авиационно-космической отраслях промышленности, в том числе в качестве материала лопаток газотурбинных двигателей и других конструкций [1]. К современным никелевым суперсплавам относятся твердые растворы на основе Ni (γ -фазы), упрочненные преципитатами Ni_3Al (γ' -фазы) [2]. Суперсплавы нового поколения на основе Ni-интерметаллидов представляют собой естественные эвтектические композиты и содержат до 95 мас.% Ni_3Al и 5–10 мас.% Ni [3]. В этих сплавах никель обеспечивает передачу скольжения по границам зерен, что повышает низкотемпературную пластичность Ni_3Al .

Замедление диффузионных процессов на межфазных границах γ/γ' достигается при помощи введения тугоплавких легирующих элементов (W, Re, Ta, Mo, Ru, Hf, Nb и др.), что приводит к повышению жаропрочности сплавов. Легирование Ni_3Al (γ' -фазы) с помощью W или Re в количестве 1–2 ат.% увеличивает прочность сплава, повышает сопротивление деформации и препятствует распространению трещин в материале [4]. Термическая и термомеханическая стабильность структуры и свойств таких материалов может быть также увеличена дисперсионным упрочнением субмикронными и наноразмерными частицами вторичных фаз (карбидов, нитридов и других соединений) на основе тугоплавких (W, Mo, Ta и др.) и редкоземельных металлов [5, 6]. В работе [7] показана возможность получения методом горячего изостатического прессования интерметаллических соединений на основе NiAl (содержащих более 10 об.% Mo или W) с высокими прочностными характеристиками до 700 °C.

Исследование тройной системы Ni–Al–W [8, 9] показало, что эвтектические сплавы NiAl–W могут также использоваться в качестве основы для получения нанопористых NiAl-фольг, вольфрамовых нанопроволочных матриц и нанопроволок [10–12]. Путем переплавления эвтектических сплавов NiAl–W методом Бриджмена получены материалы, содержащие непрерывные сонаправленные наноразмерные монокристаллические волокна из вольфрама [9].

Система Ni–W относится к системам с униполярной растворимостью, т.е. Ni практически не

растворим в W, в то время как W в Ni растворяется без проблем [13, 14]. То же самое относится и к сплаву на основе NiAl–W [15].

На границе раздела между NiAl и W в дисперсно-упрочненном композиционном материале NiAl–W, полученном методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), происходит реактивная диффузия с предположительным образованием интерметаллидов W_2Ni и WNi [16, 17].

Создание интерметаллида NiAl методом СВС не требует длительного внешнего нагрева компонентов до температуры плавления NiAl ($T_{\text{пл}} = 1638$ °C) за счет использования энергии химической реакции. Создание покрытий и наплавов на основе интерметаллида NiAl на поверхности вольфрамовых изделий в процессе СВС имеет большой практический интерес.

Целью настоящей работы являлось изучение формирования микроструктуры на границе раздела между вольфрамом и интерметаллидной системой на основе Ni–Al.

Методика исследований

Для проведения экспериментов по взаимодействию вольфрама и расплава на основе Ni–Al в режиме СВС использовали W-фольгу толщиной 200 мкм и порошки Ni марки ПНЭ и Al — АСД-1. Фольгу из вольфрама запрессовывали в эквимолярную смесь порошков Ni+Al в виде прямоугольной таблетки размером 30×13 мм и массой 5 г (рис. 1, а). Эксперименты проводили в среде Ag при давлении 1 атм с приложением к образцам давления сжатия 6,65 кПа. При помощи нагревательного столика осуществляли предварительный нагрев исходного образца до температуры 510 ± 10 °C с последующим инициированием СВС-реакции при помощи электрической спирали (см. рис. 1, а). Подогрев отключали через 60 с после начала СВС-реакции.

Микроструктурные исследования синтезированных образцов проводили на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе ULTRA Plus, «Carl Zeiss».

Результаты и их обсуждение

Предварительный нагрев спрессованного образца до температуры 510 ± 10 °C проводили специально для увеличения времени существования

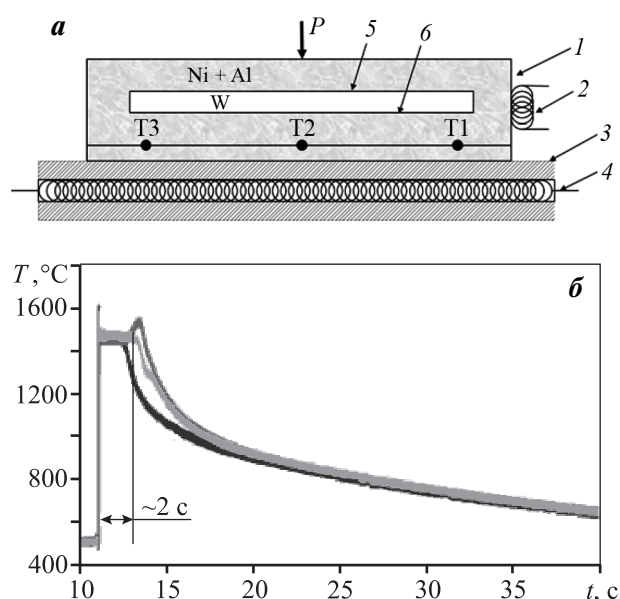


Рис. 1. Схема эксперимента (а) и термограмма процесса (б)

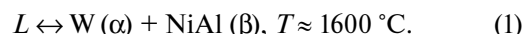
1 – таблетка из смеси Ni+Al с запрессованной W-фольгой; 2 – поджигающая спираль; 3 – графитовая подложка; 4 – нагревающая спираль; T1–T3 – термопары; P – нагрузка; 5 и 6 – верхняя и нижняя поверхности W-фольги

жидкой фазы (расплава), образующейся в процессе СВС-реакции (рис. 1, б). Скорость горения образцов, определенная по результатам термопарных измерений, составила 22–23 см/с. Реакция взаимодействия порошков Ni и Al ($\text{Ni} + \text{Al} \rightarrow \text{NiAl} + Q$) является высокоэкзотермической, ее тепловой эффект составляет 117,74 кДж/моль [18]. Температура горения реакционной смеси (см. рис. 1, б) близка к адиабатической температуре горения системы Ni–Al, равной 1640 °C [18], и выше температур плавления Ni (1453 °C) и Al (660 °C).

После резкого повышения температуры (рис. 1, б) наблюдается характерная температурная «полка» около 2 с. В течение этого времени происходят кристаллизация расплава на основе Ni–Al и следующее за этим постепенное снижение температуры образца.

В результате СВС-реакции сформировалось сварное двустороннее (на верхней и нижней поверхностях W-фольги, см. рис. 1, а) соединение вольфрама с интерметаллидом на основе NiAl с образованием переходных зон толщиной 200–400 мкм. На рис. 2, а представлена микроструктура переходного слоя NiAl–W, который образовался на верхней поверхности W-фольги. Она имеет дендритное строение, характерное для сплавов на основе NiAl (рис. 2, б) [19, 20]. Можно предпо-

ложить, что в результате СВС-реакции в образовавшемся расплаве Ni–Al сначала растворяются поверхностные слои W-фольги. Процесс растворения вольфрама и кристаллизации расплава длится около 2 с, что следует из термограмм процесса (см. рис. 1, б). В течение этого времени происходит первичное выделение кристаллов W (α -фазы) из расплава [19] и имеет место моновариантная эвтектическая реакция [15, 19]



В результате реакции (1) на поверхности W-фольги формируются глобулярные выделения, которые являются зародышами дендритов кристаллизующегося W (α -фазы). Как видно из рис. 3, некоторые глобулярные выделения на поверхности W-фольги имеют характерную для дендритов форму.

После первичной кристаллизации W (α -фазы) в соответствии с реакцией (1) образуются дендриты NiAl (β -фаза) (точки 1, 2 на рис. 2, б), в которых, согласно данным энергодисперсионного анализа, присутствует до 1,1 ат.% W, что свидетельствует об образовании псевдобинарной эвтектики W–NiAl ($\alpha + \beta$) и твердого раствора W в NiAl. Как видно из рис. 2, в и г, в дендритах этой псевдобинарной эвтектики присутствуют преципитаты W-содержащей фазы размером около 20–50 нм.

После кристаллизации дендритов W (α -фазы) и дендритов псевдобинарной эвтектики на основе NiAl (β -фазы) происходит взаимодействие NiAl (β -фазы) с оставшимся расплавом по схеме [19, 20]



В результате реакции (2) на поверхности дендритных зерен кристаллизуется интерметаллид Ni_3Al (γ' -фаза) (точки 3, 4 на рис. 2, б) в виде кольцевых структур. Одновременно внутри дендритов NiAl (β -фазы) происходит образование игольчатых выделений Ni_3Al (γ' -фазы) (рис. 3, б) [19, 20]. При дальнейшей кристаллизации расплава в междендритных областях формируется эвтектика Ni_3Al –W ($\gamma' + \alpha$) (точки 5–8 на рис. 2, б), в которой γ' -фаза содержит около 3 ат.% растворенного W. Причем размер преципитатов W (α -фазы) в междендритном твердом растворе на основе Ni_3Al достигает 1 мкм, что значительно больше размера преципитатов внутри первичных дендритов NiAl (β -фазы).

В случае формирования переходного слоя на нижней поверхности W-фольги (см. рис. 1) тепло-

Точки	Содержание, ат.%		
	Al	Ni	W
1	35,6	63,5	0,9
2	35,5	63,4	1,1
3	25,9	71,8	2,2
4	25,3	72,5	2,3
5	23,6	73,2	3,3
6	22,0	74,5	3,5
7	21,6	64,9	13,6
8	21,5	67,9	10,6
9	4,7	3,8	91,4

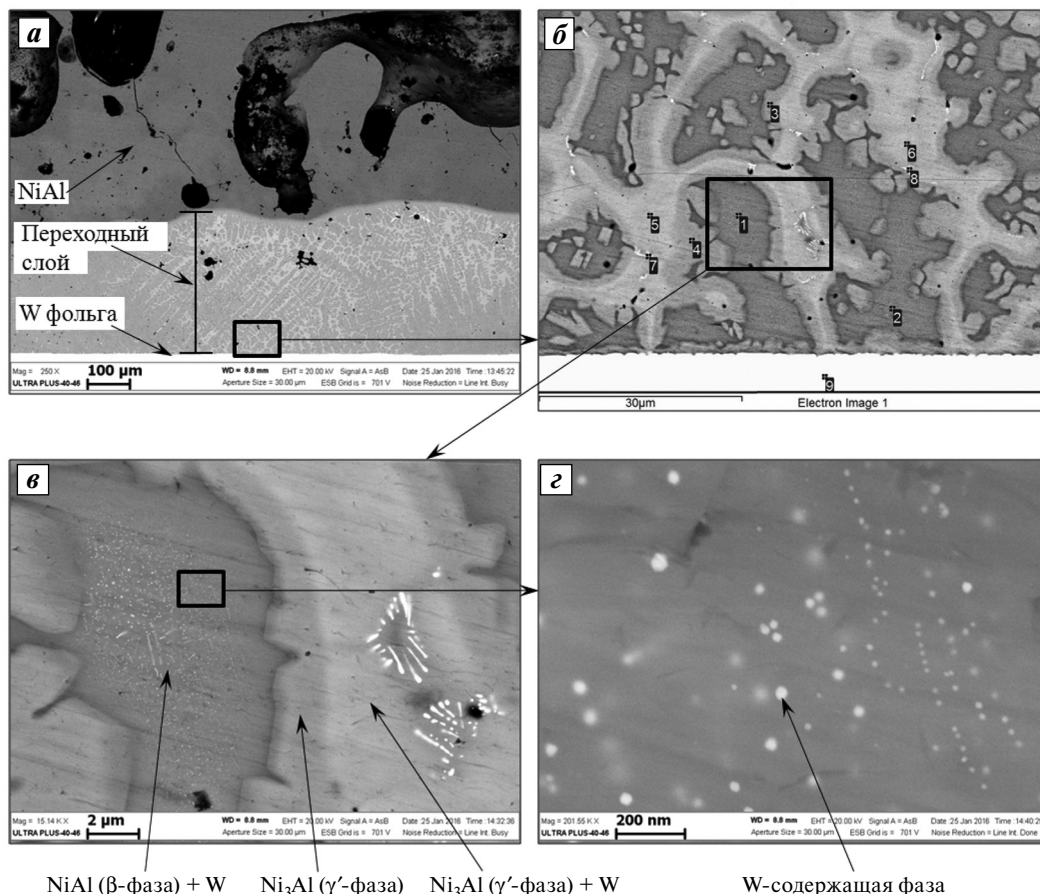


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения верхней поверхности W-фольги с образованием эвтектики внутри дендритов β -фазы в переходной зоне между W и NiAl и результаты энергодисперсионного анализа для отмеченных на рис. 6 точек

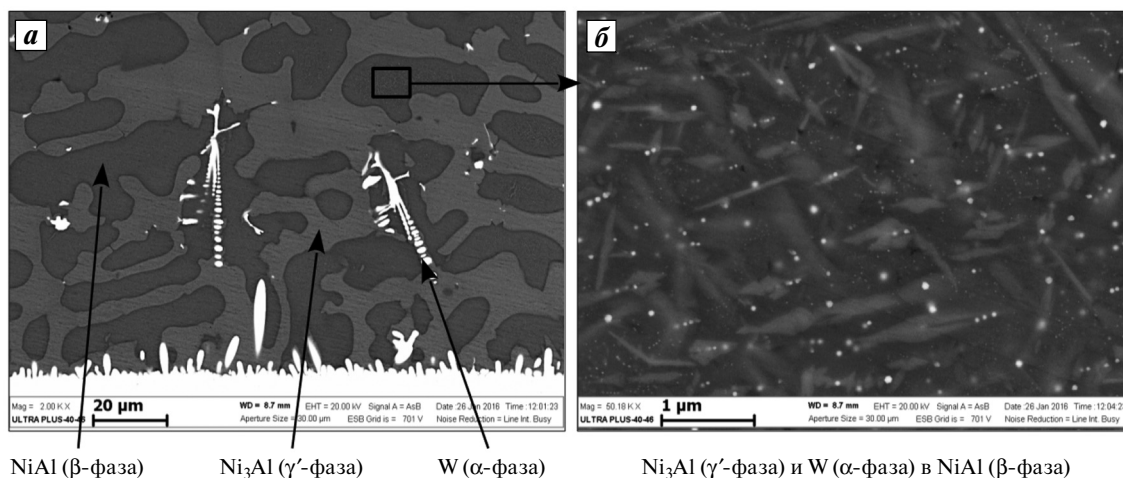
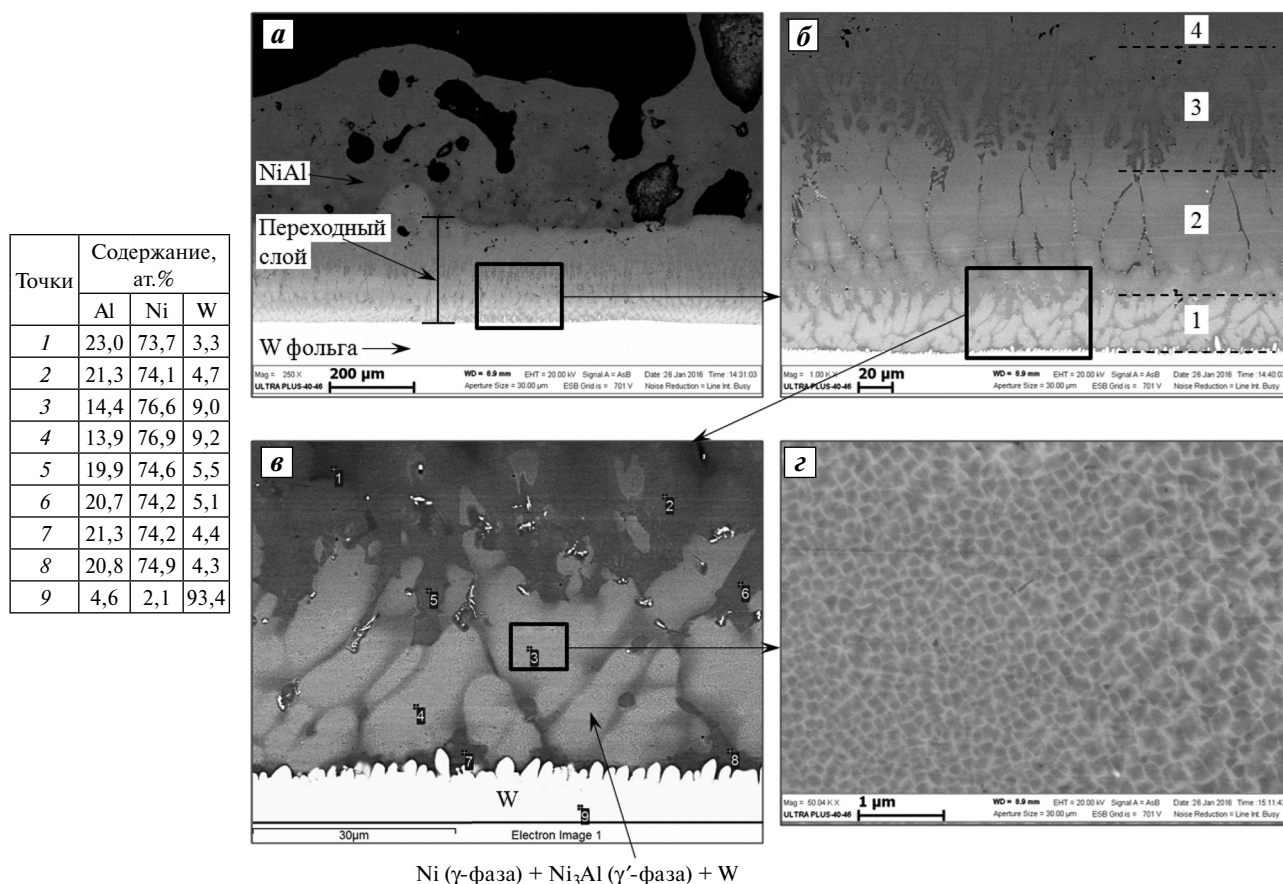


Рис. 3. Кристаллизация вольфрама (α -фазы) в виде глобулярных выделений и роста дендритов на верхней поверхности W-фольги (**a**) и игольчатые выделения Ni_3Al (γ' -фазы) в дендрите псевдобинарной эвтектики $\text{NiAl}-\text{W}$ ($\alpha+\beta$ -фаз) (**б**)



от сформированного на ее верхней поверхности (см. рис. 2 и 3).

Характерный вид нижней переходной зоны (толщиной 200–300 мкм) показан на рис. 4. На поверхности W-фольги имеются только зародыши дендритов α -фазы в виде глобулярных выделений, но в переходном слое отсутствуют крупные дендриты W, и его условно можно разделить на 4 зоны (рис. 4, б).

- Зона 1 имеет толщину 30–60 мкм и по составу попадает в область первичной кристаллизации α -фазы, но при этом содержит избыточное для фазы Ni_3Al количество Ni. Таким образом, при охлаждении происходит рекристаллизация α -фазы с образованием тройной эвтектики $\alpha + \gamma + \gamma'$ (точки 3, 4 на рис. 4, в) [21] по реакции [15, 19]



На рис. 4, г видно, что области тройной эвтектики $\alpha + \gamma + \gamma'$ имеют структурирование в виде темных зерен твердого раствора на основе Ni_3Al

(γ') размером около 100 нм и светлой сетчатой структуры W-содержащей фазы.

- Зона 2 толщиной до 100 мкм состоит преимущественно из твердого раствора $\text{Ni}_3\text{Al}-\text{W}$ с содержанием около 3 ат. % W. Между зернами γ' -фазы имеются прослойки нестехиометрического NiAl с повышенной концентрацией Ni. По границам зерен Ni_3Al присутствуют выделения W (α -фазы).

- В зоне 3 толщиной около 100 мкм наблюдаются дендриты NiAl с большим содержанием игольчатых включений γ' -фазы. По мере удаления от поверхности W-фольги происходит постепенное уменьшение количества междендритных областей из Ni_3Al и включений γ' -фазы внутри дендритов NiAl (β -фазы). Также в этой зоне зафиксировано снижение содержания W, растворенного в Ni_3Al (γ' -фазе), до его полного исчезновения.

- В зоне 4 по всей толщине слоя уменьшается количество игольчатых включений Ni_3Al (γ' -фазы) в дендритных зернах NiAl (β -фазы) в направлении границы переходной зоны (Ni–Al)/W.

Выводы

1. При соединении W-фольги с интерметаллидом NiAl в процессе СВС происходит формирование градиентного сварного соединения, имеющего сложное строение.

2. В переходном слое (Ni—Al)/W образуются дендриты W (α -фазы) и псевдобинарная эвтектика на основе NiAl (β -фазы). В ее составе присутствуют преципитаты W-содержащей фазы размером менее 50 нм, игольчатые включения Ni_3Al (γ' -фазы) и тройная эвтектика $\alpha + \gamma + \gamma'$, состоящая из частиц твердого раствора на основе интерметаллида Ni_3Al размером около 100 нм.

3. Продемонстрирована (см. рис. 3, а и 4, в) модификация поверхности W-подложки с образованием на ней глобулярных выделений W (α -фазы), что значительно увеличивает площадь поверхности.

*Работа выполнена при финансовой поддержке
Российского фонда фундаментальных исследований
(проект № 16-38-00246 мол.а).*

*Для выполнения исследований было привлечено оборудование
Распределенного центра коллективного пользования ИСМАН.*

Литература

- Jozwik P., Polkowski W., Bojar Z. Applications of Ni_3Al based intermetallic alloys—current stage and potential perceptivities // *Materials*. 2015. Vol. 8. P. 2537—2568. DOI: 10.3390/ma8052537.
- Поварова К.Б., Базылева О.А., Дроздов А.А., Казанская Н.К., Морозов А.Е., Самсонова М.А. Конструкционные жаропрочные сплавы на основе Ni_3Al : Получение, структура и свойства // *Материаловедение*. 2011. No. 4. С. 39—48.
- Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Туренко Е.И. Интерметаллидные сплавы на основе Ni_3Al // *Все материалы: Энциклопедический справочник*. 2012. No. 5.
- Shu-Lan Liu, Chong-Yu Wang, Tao Yu. Effect of Re and W upon brittle fracture in Ni_3Al cracks by atomic simulation // *Comput. Mater. Sci.* 2015. Vol. 110. P. 261—269. DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.08.037.
- Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. Новосибирск: Наука, 1998.
- Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А., Поварова К.Б., Грабовецкая Г.П., Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанокластерным упрочнением. М.: МИСиС, 2008.
- Takahashi T., Dunand D.C. Nickel aluminide containing refractory-metal dispersoids 2: Microstructure and properties // *Mater. Sci. Eng. A*. 1995. Vol. 192—193. P. 195—203. DOI: 10.1016/0921-5093(94)03235-1.
- Popović J., Brož P., Buršić J. Microstructure and phase equilibria in the Ni—Al—W system // *Intermetallics*. 2008. Vol. 16. No. 7. P. 884—888. DOI: 10.1016/j.intermet.2008.04.003.
- Milenkovic S., Schneider A., Frommeyer G. Constitutional and microstructural investigation of the pseudo-binary NiAl—W system // *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. No. 3. P. 342—349. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.10.019.
- Hassel A.W., Smith A.J., Milenkovic S. Nanostructures from directionally solidified NiAl—W eutectic alloys // *Electrochim. Acta*. 2006. Vol. 52. No. 4. P. 1799—1804. DOI: 10.1016/j.electacta.2005.12.061.
- Cimalla V., Röhlrig C.C., Pezoldt J., Niebelschütz M., Ambacher O., Brückner K., Hein M., Weber J., Milenkovic S., Smith A.J., Hassel A.W. Nanomechanics of single crystalline tungsten nanowires // *J. Nanomater.* 2008. Vol. 2008. Article ID 638947. DOI: 10.1155/2008/638947.
- Milenkovic S., Drenser S., Hassel A.W. A novel concept for the preparation of alloy nanowires // *Phys. Status Solidi A*. 2011. Vol. 208. No. 6. P. 1259—1264. DOI: 10.1002/pssa.201000968.
- Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1. С. 183—185.
- Franke P., Neuschütz D. Ni—W // *Binary systems*. Pt. 4: Binary systems from Mn—Mo to Y—Zr. Landolt-börnstein - Group IV physical chemistry. 2006. Book DOI: 10.1007/b76778. Chapter DOI: 10.1007/10757285_38.
- Kornienko K., Kublii V., Fabrichnaya O., Bochvar N. Al—Ni—W (aluminium — nickel — tungsten) // *Light Metal Systems*. Pt. 3. Landolt-börnstein — Group IV physical chemistry, 2005. Book DOI: 10.1007/b96194. Chapter DOI: 10.1007/10915998_34.
- Sytshev A.E., Vrel D., Kolobov Yu.R., Kovalev D.Yu., Golosov E.V., Shchukin A.S., Vadchenko S.G. Combustion synthesis in the Ni—Al—W system: Some structural features // *Int. J. SHS*. 2013. Vol. 22. No. 2. P. 110—113. DOI: 10.3103/S1061386213020118.
- Сычев А.Е., Врел Д., Колобов Ю.Р., Ковалев И.Д., Голосов Е.В., Шукин А.С., Вадченко С.Г. Особенности структуро- и фазообразования в системе Ni—Al—W в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // *Композиты и наноструктуры*. 2013. No. 2. С. 51—58.
- Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1989. С. 34.
- Новикова М.Б., Будберг П.Б. Фазовое состояние литых сплавов системы Ni—NiAl—W // *Металлы*. 1986. No. 4. С. 104—108.
- Базылева О.А., Туренко Е.Ю., Шестаков А.В. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава на основе интерметалли-

да NiAl // Тр. ВИАМ. 2014. No. 9. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-2-2.

21. Brož P., Buršík J., Stará Z. Phase equilibria in the Ni—Al—W system at 900 °C // Monatshefte für Chemie. 2005. Bd. 136. No. 11. S. 1915—1920. DOI: 10.1007/s00706-005-0391-y.

References

1. Jozwik P., Polkowski W., Bojar Z. Applications of Ni₃Al based intermetallic alloys—current stage and potential perceptivities. *Materials*. 2015. Vol. 8. P. 2537—2568. DOI: 10.3390/ma8052537.
2. Povarova K.B., Bazyleva O.A., Drozdov A.A., Kazanskaya N.K., Morozov A.E., Samsonova M.A. Konstruktsionnye zharoprochnye splavy na osnove Ni₃Al: Poluchenie, struktura i svoystva [Ni₃Al based structural high-temperature alloys: Production, structure and properties]. *Materialovedenie*. 2011. No. 4. P. 39—48.
3. Arginbaeva E.G., Basyleva O.A., Turenko E.I. Intermetallidnye splavy na osnove Ni₃Al. In: *Vse materialy: Entsiklopedicheskii spravochnik* [Ni₃Al based intermetallic alloys. In: *The materials are all: Encyclopedic reference*]. 2012. No. 5.
4. Shu-Lan Liu, Chong-Yu Wang, Tao Yu. Effect of Re and W upon brittle fracture in Ni₃Al cracks by atomic simulation. *Comput. Mater. Sci*. 2015. Vol. 110. P. 261—269. DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.08.037.
5. Kolobov Yu.R. Diffuzionno-kontroliruyemye protsessy na granitsakh zeren i plastichnost' metallicheskih polikristallov [Diffusion-controlled processes on grain boundaries and metallic polycrystal plasticity]. Novosibirsk: Nauka, 1998.
6. Kolobov Yu.R., Kablov E.N., Kozlov E.V., Koneva N.A., Povarova K.B., Graboveczkaya G.P., Buntushkin V.P., Basyleva O.A., Muboyadjan S.A., Budinovskiy S.A. Struktura i svoystva intermetallidnykh materialov s nanofaznym uprochneniem [Structure and properties of nanophase hardened intermetallics materials]. Moscow: MISIS, 2008.
7. Takahashi T., Dunand D.C. Nickel aluminide containing refractory-metal dispersoids 2: Microstructure and properties. *Mat. Sci. Eng. A*. 1995. Vol. 192-193. P. 195—203. DOI: 10.1016/0921-5093(94)03235-1.
8. Popovič J., Brož P., Buršík J. Microstructure and phase equilibria in the Ni—Al—W system. *Intermetallics*. 2008. Vol. 16. No. 7. P. 884—888. DOI: 10.1016/j.intermet.2008.04.003.
9. Milenkovic S., Schneider A., Frommeyer G. Constitutional and microstructural investigation of the pseudo-binary NiAl—W system. *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. No. 3. P. 342—349. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.10.019.
10. Hassel A.W., Smith A.J., Milenkovic S. Nanostructures from directionally solidified NiAl—W eutectic alloys. *Electrochim. Acta*. 2006. Vol. 52. No. 4. P. 1799—1804. DOI: 10.1016/j.electacta.2005.12.061.
11. Cimalla V., Röhlrig C.C., Pezoldt J., Niebelschütz M., Ambacher O., Brückner K., Hein M., Weber J., Milenkovic S., Smith A.J., Hassel A.W. Nanomechanics of single crystalline tungsten nanowires. *J. Nanomater.* 2008. Vol. 2008. Article ID 638947. DOI: 10.1155/2008/638947.
12. Milenkovic S., Drenslar S., Hassel A.W. A novel concept for the preparation of alloy nanowires. *Phys. Status Solidi A*. 2011. Vol. 208. No. 6. P. 1259—1264. DOI: 10.1002/pssa.201000968.
13. Lyakishev N.P. Diagrammy sostoyaniy dvoynykh metallicheskih sistem [Constitution diagrams of binary metallic systems]. Moscow: Mashinostroenie, 1996. Vol. 1. P. 183—185.
14. Franke P., Neuschütz D. Ni—W. In: *Binary Systems. Pt 4: Binary systems from Mn—Mo to Y—Zr. Landolt-börnstein — Group IV physical chemistry*, 2006. Book DOI: 10.1007/b76778. Chapter DOI: 10.1007/10757285_38.
15. Kornienko K., Kublii V., Fabrichnaya O., Bocharov N. Al—Ni—W (aluminium—Nickel—Tungsten). In: *Light Metal Systems. Pt. 3. Landolt-börnstein — group IV physical chemistry*, 2005. Book DOI: 10.1007/b96194. Chapter DOI: 10.1007/10915998_34.
16. Sytschev A.E., Vrel D., Kolobov Yu.R., Kovalev D.Yu., Golosov E.V., Shchukin A.S., Vadchenko S.G. Combustion synthesis in the Ni—Al—W system: Some structural features. *Int. J. SHS*. 2013. Vol. 22. No. 2. P. 110—113. DOI: 10.3103/S1061386213020118.
17. Sytschev A.E., Vrel D., Kolobov Yu.R., Kovalev I.D., Golosov E.V., Shchukin A.S., Vadchenko S.G. Osobennosti strukturo i fazoobrazovaniya v sisteme Ni—Al—W v protsesse samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza [Features of structure and phase formation in Ni—Al—W system during self-propagating high-temperature synthesis]. *Kompozity i nanostruktury*. 2013. No. 2. P. 51—58.
18. Itin V.I., Naiborodenko Yu.S. Vysokotemperaturnyi sintez intermetallicheskih soedinenii [High-temperature synthesis of intermetallic compounds]. Tomsk: Tomsk. Univ., 1989. P. 34.
19. Novikova M.B., Budberg P.B. Fazovoe sostoyanie litykh splavov sistemy Ni—NiAl—W [Phase state of cast alloys of Ni—NiAl—W system]. *Metally*. 1986. No. 4. P. 104—108.
20. Basyleva O.A., Turenko E.Yu., Shestakov A.V. Vliyanie termicheskoi obrabotki na mikrostrukturu i mekhanicheskie svoystva splava na osnove intermetallida NiAl [Heat treatment influence on microstructure and mechanical properties of NiAl based intermetallic alloy]. *Trudy VIAM*. 2014. No. 9. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-2-2.
21. Brož P., Buršík J., Stará Z. Phase equilibria in the Ni—Al—W system at 900°C. *Monatshefte für Chemie*. 2005. Bd. 136. No. 11. S. 1915—1920. DOI: 10.1007/s00706-005-0391-y.