

УДК 536.74,621.762.2

# ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ NiO НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В СИСТЕМЕ Ni—Al—W В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

А. С. Шукин, А. Е. Сычёв

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мержанова РАН,  
142432 Черногловка, shchukin@ism.ac.ru

Исследовалось влияние добавки NiO на процесс горения и структурообразование в системе Ni—Al—W в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Показана стадийность процесса горения составов, содержащих высокоэнергетическую добавку NiO. В результате взаимодействия частиц W с расплавом Ni—Al в процессе СВС на поверхности частиц W образуется глобулярное декорирование из частиц на основе твердых растворов вольфрама. Данный эффект наблюдается только в составах с эквимольной смесью Ni—Al. При содержании в исходной шихте добавки NiO даже в количестве 1 ат. % глобулярное декорирование на поверхности недореагировавших частиц W не происходит. Этот эффект может быть связан с изменением температуры горения, отклонением состава фазы NiAl в сторону большего содержания Ni и с влиянием оксидных фаз на диффузионные процессы.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), Ni—Al—W, фазообразование, эвтектика.

DOI 10.15372/FGV20180407

## ВВЕДЕНИЕ

Эвтектические сплавы на основе интерметаллидов алюминида никеля изучены достаточно хорошо [1–6]. Большой интерес вызывает возможность получения в тройных системах Ni—Al—(W, Mo, Ta, Cr) структурных составляющих в виде наноразмерных нитей и проволок на основе тугоплавких металлов и их сплавов. В работе [7] рассмотрены методы получения наноразмерных металлических нитей и предложен способ их формирования с использованием метода направленной кристаллизации в печи Бриджмена. Обработка эвтектических сплавов NiAl—W методом электрохимического травления позволяет удалять интерметаллидную матрицу и выделять монокристаллические вольфрамовые нити. В теоретических и экспериментальных работах [8–12] показано, что, изменяя параметры кристаллизации, можно управлять структурой эвтектики и тем самым напрямую влиять на формирование наноразмерных структурных составляющих. Для получения сплавов на основе алюминида никеля может быть успешно применен метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [13]. Система Ni—Al явля-

ется высокоэзотермической, и выделяющуюся в процессе химической реакции энергию можно использовать для взаимодействия с различными тугоплавкими добавками или подложками [14–17]. Температура горения системы Ni—Al составляет 1638 °С [13], и ее недостаточно для плавления тугоплавких металлов, таких как W, температура плавления которого 3422 °С. Однако при горении данной системы образуется большое количество жидкой фазы в виде расплава Ni + Al. Растворимость W в Ni достигает 17,5 ат. % при эвтектической температуре (1510 °С) [18, т. 3, кн. 1], а в Al — около 15 ат. % при температуре выше 1300 °С [18, т. 1; 19]. Таким образом, до тех пор, пока существует расплав Ni—Al, в нем возможно растворение некоторого количества W. Это можно осуществить как при непосредственном введении W в смесь порошков Ni и Al, так и при контакте реагирующей системы Ni + Al с вольфрамовой подложкой. Скорость растворения W в расплаве Ni—Al определяется диффузионными процессами на границе раздела твердое — жидкость.

Целью данной работы являлось изучение процесса горения и взаимодействия в системе Ni—Al—W в условиях протекания СВС с использованием энергетической добавки NiO.

Таблица 1

Результаты термодинамического расчета по программе Thermo,  
расчетное содержание никеля в нестехиометрическом NiAl

Номер образца	Состав исходной смеси, ат. %				Температура, °C		Состав продуктов, моль/100 моль исходной смеси					Ni в NiAl, ат. %
	Ni	Al	W	NiO	$T_0$	$T_{ad}$	ж	т	т	т	ж	
							NiAl	NiAl	W	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni	
1	50.0	50.0	0	0	600	1 639	47.88	2.12	0	0	0	50
2	49.5	49.5	1	0	600	1 639	46.92	2.58	1	0	0	50
3	49.0	49.0	2	0	600	1 639	45.99	3.01	2	0	0	50
4	48.5	48.5	3	0	600	1 639	45.02	3.48	3	0	0	50
5	48.0	48.0	4	0	600	1 639	44.07	3.93	4	0	0	50
6	47.5	47.5	5	0	600	1 639	43.11	4.39	5	0	0	50
7	47.0	47.0	5	1	600	1 639	44.97	1.37	5	0.33	1.67	50.89
8	46.5	46.5	5	2	600	1 657	45.17	0	5	0.67	3.33	51.78
9	46.0	46.0	5	3	600	1 715	44.00	0	5	1.00	5.00	52.69
10	45.5	45.5	5	4	600	1 766	42.83	0	5	1.33	6.67	53.61
11	45.0	45.0	5	5	600	1 815	41.67	0	5	1.67	8.33	54.54
										ж*		
7'	47.0	47.0	5	1	1 000	2 112	46.33	0	5	0.33	1.67	50.89
8'	46.5	46.5	5	2	1 000	2 148	45.17	0	5	0.67	3.33	51.78
9'	46.0	46.0	5	3	1 000	2 186	44.00	0	5	1.00	5.00	52.69
10'	45.5	45.5	5	4	1 000	2 224	42.83	0	5	1.33	6.67	53.61
11'	45.0	45.0	5	5	1 000	2 261	41.67	0	5	1.67	8.33	54.54

Примечания. Программа Thermo разработана в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН.

Обозначения: ж — жидкость, т — твердое,  $T_{ad}$  — адиабатическая температура, 7'–11' — образцы того же состава, что 7–11, но при другой начальной температуре —  $T_0 = 1000$  °C.

\*Все остальные графы соответствуют приведенным в головке таблицы параметрам.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

В экспериментах использовали порошки: Ni (ПНК УТ-4), Al (АСД-1), W (марка — 16,5) и NiO (марки «ч», размер частиц 80 мкм). Составы исходных смесей для приготовления образцов приведены в табл. 1. Исходные реагенты в течение 15 мин смешивали в шаровой мельнице с использованием стальных шаров (диаметр шаров 8 мм, соотношение массы порошковой смеси к массе шаров 5 : 1), при этом не происходило образования агломератов из частиц исходных порошков и формирования новых фаз. Из смесей реакционных порошков при помощи гидравлического пресса прес-

совали под давлением около 16 МПа образцы прямоугольного сечения 30 × 13 мм, высотой 2,5 мм и массой 5 г. Образцы помещали в экспериментальный реактор на нагревательный элемент и нагревали до температуры самовоспламенения. Температуру измеряли термопарами ВР-5 и ВР-20 толщиной 200 мкм с прокатанным до 90 мкм спаем. Термопары устанавливали на верхней и нижней поверхности образцов. Эксперименты выполняли в среде аргона при давлении 1 атм. Процесс горения регистрировали через окно реактора высокоскоростной видеокамерой MIRO M310 с частотой кадров 20 000 с<sup>-1</sup>. По кадрам видеозаписи определяли скорость горения.

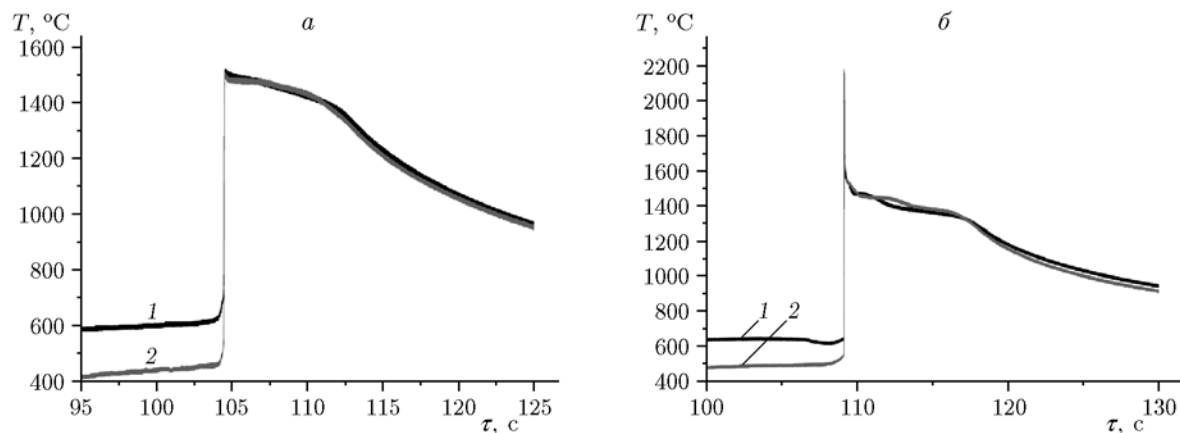


Рис. 1. Термограммы горения:

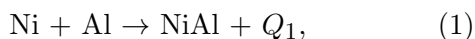
*a* — образец 5 состава (Ni + Al) + 4 ат. % W; *б* — образец 8, (Ni + Al) + 5 ат. % W + 2 ат. % NiO; 1 — нижние термопары, 2 — верхние термопары

Для определения начальной температуры самовоспламенения использовали образцы меньшего размера (таблетки диаметром 3 мм и толщиной 1 мм) и более тонкие термопары (35 мкм). Для более равномерного прогрева образцы помещали в тигли из нитрида бора непосредственно на спае термопар, без контакта со стенками тигля, где они нагревались до самовоспламенения.

Микроструктурные исследования синтезированных образцов проводили на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss ULTRA Plus с приставкой рентгеновского микроанализа INCA 350 Oxford Instruments. Синтезированные образцы разрезали алмазной пилой, шлифовали и полировали алмазными пастами.

### ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫЙ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ И ПРОЦЕСС ГОРЕНИЯ

В процессе СВС исследуемых составов протекают химические реакции по следующим основным схемам:



где  $Q_1$  и  $Q_2$  — тепловой эффект реакций, причем  $Q_1 < Q_2$ .

Согласно предварительному термодинамическому расчету (см. табл. 1) вольфрам не принимает участия в химической реакции образования интерметаллидов. Поскольку NiAl

имеет широкий диапазон гомогенности, внесение добавки NiO в стехиометрическую смесь Ni + Al увеличивает содержание Ni в конечном интерметаллиде NiAl<sub>x</sub> до 54.54 ат. %. Начальную температуру в термодинамическом расчете принимали равной 600 °C. В проведенных экспериментах в образцах всех составов (см. табл. 1) СВС-реакция инициировалась при нагревании до температуры 450 ÷ 700 °C. На видеозаписях процесса горения образцов всех составов наблюдается распространение фронта горения, что свидетельствует о протекании процесса в волновом режиме. Скорость распространения волны около 23 см/с. На рис. 1 представлены типичные термограммы процесса, демонстрирующие наличие перепада температуры 150 ÷ 200 °C по толщине образцов до момента прохождения волны. Максимальная температура горения одинакова как в верхней, так и в нижней части образца. Температура горения смесей без энергетической добавки NiO составляла примерно 1550 °C, а с добавкой NiO достигала 2150 °C, что выше результатов расчета по программе Thermo (см. табл. 1).

Реакция алюминотермического восстановления в образцах, содержащих NiO, приводит к тому, что расплав находится при более высокой температуре в течение 50 мс (рис. 1, б). Различие условий теплоотвода на нижней и верхней поверхности образцов незначительно сказывается на динамике остывания. На термограммах рис. 1 остыванию образцов соответствует характерный перегиб через 6 ÷ 8 с после прохождения волны горения. Данный факт свидетельствует о кристаллизации жидкой фазы в

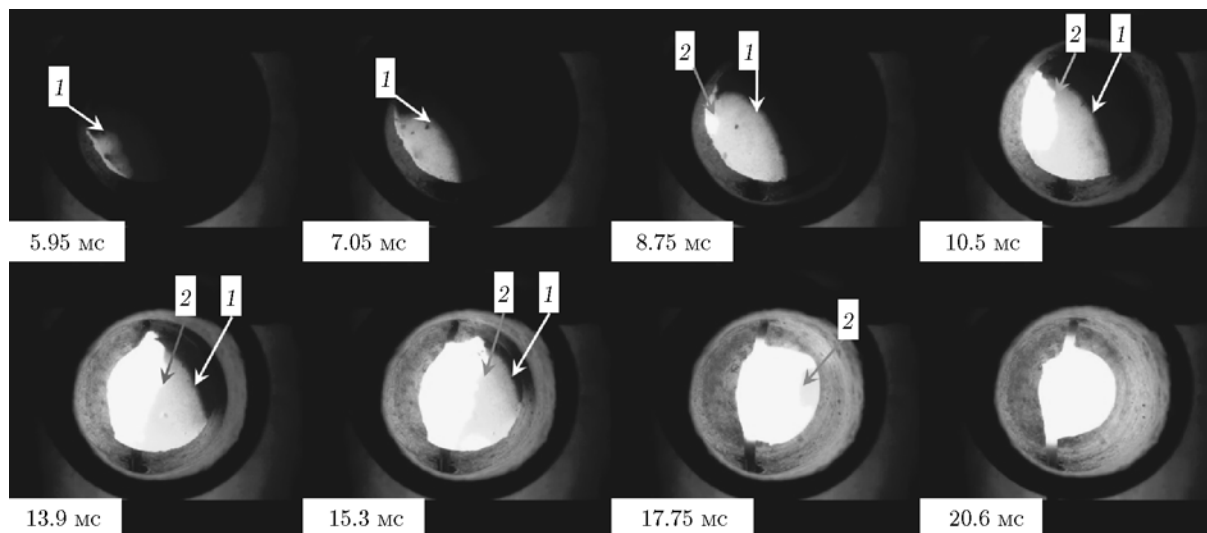


Рис. 2. Кадры скоростной видеозаписи процесса горения образца 11 состава  $(\text{Ni} + \text{Al}) + 5 \text{ ат. \% W} + 5 \text{ ат. \% NiO}$ :

указано время от момента начала видеозаписи, 1, 2 — первая и вторая волны горения

течение этого времени.

Согласно [20] температура теплового взрыва термитной смеси  $\text{NiO} + \text{Al}$  составляет примерно  $930^\circ\text{C}$ , а процесс восстановления  $\text{NiO}$  носит сложный многоступенчатый характер. Для его детального изучения были проведены эксперименты по определению начальной температуры самовоспламенения образцов диаметром 3 мм и толщиной 1 мм с использованием термопары толщиной 35 мкм. Кадры скоростной видеосъемки приведены на рис. 2.

На кадрах рис. 2 видно распространение волн горения. Их скорость достигает  $94 \text{ см/с}$  для состава  $\text{Ni} + \text{Al}$ ,  $86 \text{ см/с}$  для составов  $(\text{Ni} + \text{Al}) + (1 \div 5) \text{ ат. \% W}$ ,  $25 \div 45 \text{ см/с}$  для составов  $(\text{Ni} + \text{Al}) + 5 \text{ ат. \% W} + (1 \div 5) \text{ ат. \% NiO}$ . В составах без энергетической добавки  $\text{NiO}$  наблюдается несколько центров инициирования горения на поверхности образца. Волны горения в образцах, содержащих  $\text{NiO}$  (образцы 7–11 в табл. 1), отличаются более широким профилем и меньшей скоростью. С ростом содержания добавки  $\text{NiO}$  от 1 до 4 ат. % увеличивается яркость свечения образцов после прохождения волны горения. При горении образцов с 5 ат. %  $\text{NiO}$  наблюдаются две последовательные волны горения (см. рис. 2). Можно предположить, что сначала возникает фазовая волна [21, 22], соответствующая первой стадии реакционно-взаимодействия, в условиях неоднородности температурного поля. Характерные термо-

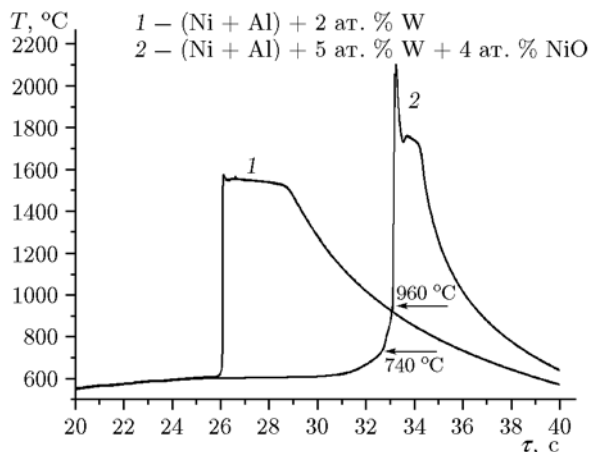


Рис. 3. Термограммы процесса горения в экспериментах по определению начальной температуры горения исследуемых смесей

граммы представлены на рис. 3. Термограммы горения образцов с оксидной добавкой  $\text{NiO}$  принципиально отличаются от термограмм горения образцов, не содержащих  $\text{NiO}$ . На них присутствуют два перегиба — при температурах около  $740$  и  $960 \div 1030^\circ\text{C}$ . Если в термодинамическом расчете принять в качестве начальной температуры первого перегиба, то адиабатическая температура будет ниже экспериментально измеренной температуры горения примерно на  $200^\circ\text{C}$ , а если начальной считать температуру второго перегиба (см. табл. 1), то адиабатическая температура будет выше

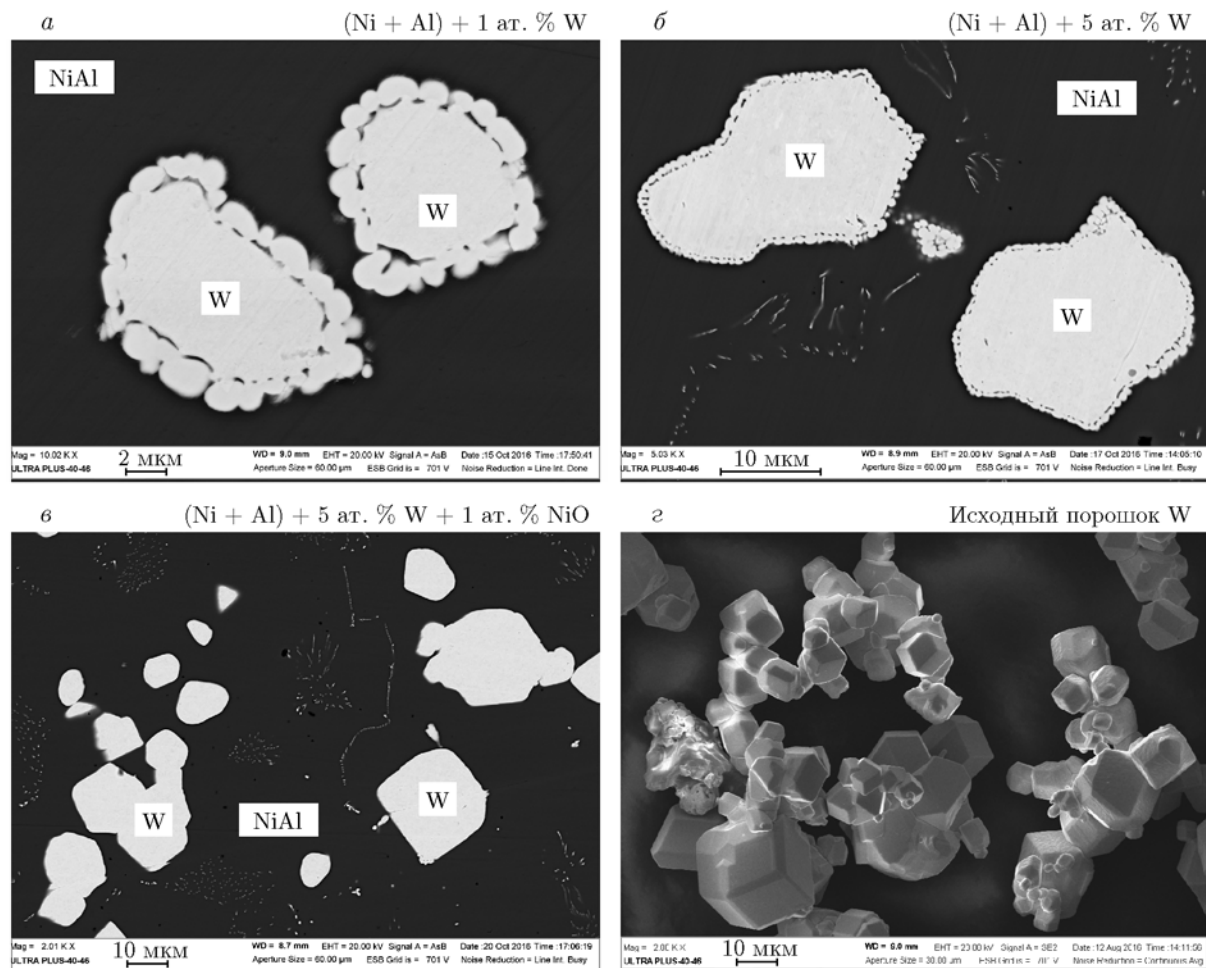


Рис. 4. Микроструктура глобулярного декорирования на поверхности образцов различного состава (а, б, в) и исходных частиц W (з)

экспериментальной температуры горения примерно на  $50^\circ\text{C}$ . Наличие двух последовательных фронтов реакционного взаимодействия в системе  $\text{Ni} + \text{Al} + \text{W} + \text{NiO}$  и перегибов на термограмме указывает на стадийность СВС-процесса, которая связана с различной энергией активации реагирующих компонентов. Реакция  $\text{Ni} + \text{Al}$  повышает температуру образца до значений, при которых в реакцию вступает  $\text{NiO}$ . Максимальная температура горения определяется окислительно-восстановительной стадией протекающей реакции [20].

#### МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование синтезированных образцов показало, что они имеют похожую микроструктуру и состоят из исходных дендритов  $\text{NiAl}$ , псевдобинарной эвтектики  $\text{NiAl}-\text{W}$  в междендритном пространстве, рекристаллизованных

преципитатов и дендритов  $\text{W}$ , недореагировавших частиц  $\text{W}$  и включений  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (для образцов, содержащих  $\text{NiO}$ ). Во всех синтезированных образцах присутствуют непрореагировавшие частицы  $\text{W}$  размером  $10 \div 50 \mu\text{m}$ . Форма частиц претерпела изменения в сторону сглаживания (округления) поверхности в процессе их взаимодействия с расплавом. В образцах составов  $(\text{Ni} + \text{Al}) + (1 \div 5) \text{ ат. \% W}$  поверхность исходных частиц  $\text{W}$  в результате частичного растворения и фазовых превращений полностью покрывается глобулярными образованиями размером  $1 \div 2 \mu\text{m}$  (рис. 4). По данным энергодисперсионного анализа (рис. 5) глобулы различаются по составу и содержат  $80 \div 90 \text{ ат. \% W}$ ,  $0 \div 5 \text{ ат. \% Al}$  и  $10 \div 15 \text{ ат. \% Ni}$ . Согласно фазовой диаграмме [23] такое соотношение элементов соответствует твердым растворам  $\text{W} + \text{Ni}$ ,  $\text{W} + \text{Ni} +$

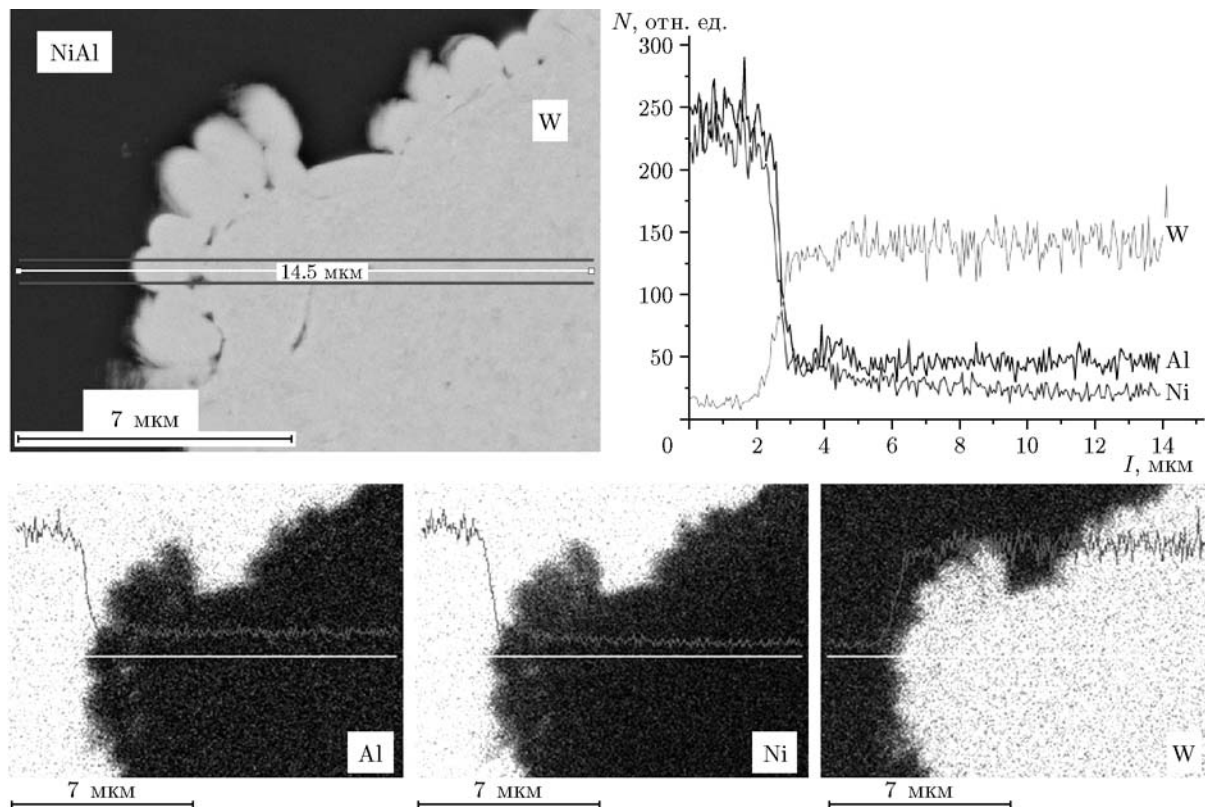


Рис. 5. Глобулярное декорирование на поверхности частицы W в образце 6 состава (Ni + Al) + 5 ат. % W

$\text{Ni}_3\text{Al}$ , W + NiAl +  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и их промежуточным составам. В образцах, в исходном составе которых присутствовала добавка NiO, не наблюдается глобулярного декорирования исходных непрореагировавших частиц W (см. рис. 4). Микроструктура в верхней части образцов имеет области толщиной до 1.5 мм, в которых полностью отсутствуют недореагировавшие частицы W. Это может быть связано с седиментацией частиц W из-за их большей плотности в расплаве Ni—Al, а также с разностью капиллярных давлений внутри и на поверхности образца, за счет которой расплав выдавливается к поверхности [22]. В таких областях вольфрам присутствует в виде кристаллизированных преципитатов, дендритов и эвтектических структур в псевдобинарной эвтектике NiAl—W. Содержание вольфрама  $C_W$  в областях, в которых отсутствовали исходные частицы W, представлено в табл. 2. В синтезированных образцах без добавки NiO фаза NiAl присутствует в виде дендритов, состав которых близок к стехиометрическому с отклонением в объеме образца менее  $\pm 0.5$  ат. %. При уве-

личении содержания добавки NiO состав дендритов NiAl смещается в сторону большего содержания Ni, поскольку интерметаллид NiAl характеризуется широкой областью гомогенности [18, т. 1]. По результатам энергодисперсионного локального микроанализа дендриты NiAl содержат на  $1 \div 2$  ат. % Ni больше, чем дает расчет (см. табл. 1). Это может быть связано с испарением Al при высокой температуре горения и присутствием оксида  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в исходном порошке Al.

Присутствие  $0.3 \div 0.6$  ат. % W в областях, не содержащих в исходном состоянии частиц W (см. табл. 2), указывает на его растворение (диффузию) в расплаве Ni—Al. На видеозаписях процесса горения образцов наблюдается активное движение расплава за фронтом горения вследствие выделения примесных газов и конвективных потоков в расплаве. Такое перемешивание способствует равномерному распределению W в жидкой фазе в объеме образца. Как следствие, обнаружено, что псевдобинарная эвтектика NiAl—W присутствует во всем объеме образца. Ее формиро-

Таблица 2

Содержание Ni ( $C_{Ni}$ ), Al ( $C_{Al}$ ) в дендритах NiAl и содержание W в областях, в которых отсутствуют исходные частицы W ( $C_W$ ) (осредненные данные энергодисперсионного микроанализа)

Номер образца	Состав исходных образцов	$C_{Ni}$ , ат. %	$C_{Al}$ , ат. %	$C_W$ , ат. %
2	(Ni + Al) + 1 ат. % W	50.2	49.8	0.3
4	(Ni + Al) + 3 ат. % W	50.3	49.7	0.4
6	(Ni + Al) + 5 ат. % W	50.3	49.7	0.4
7	(Ni + Al) + 5 ат. % W + 1 ат. % NiO	51.8	48.2	0.4
9	(Ni + Al) + 5 ат. % W + 3 ат. % NiO	53.5	46.5	0.5
11	(Ni + Al) + 5 ат. % W + 5 ат. % NiO	56.4	43.6	0.6

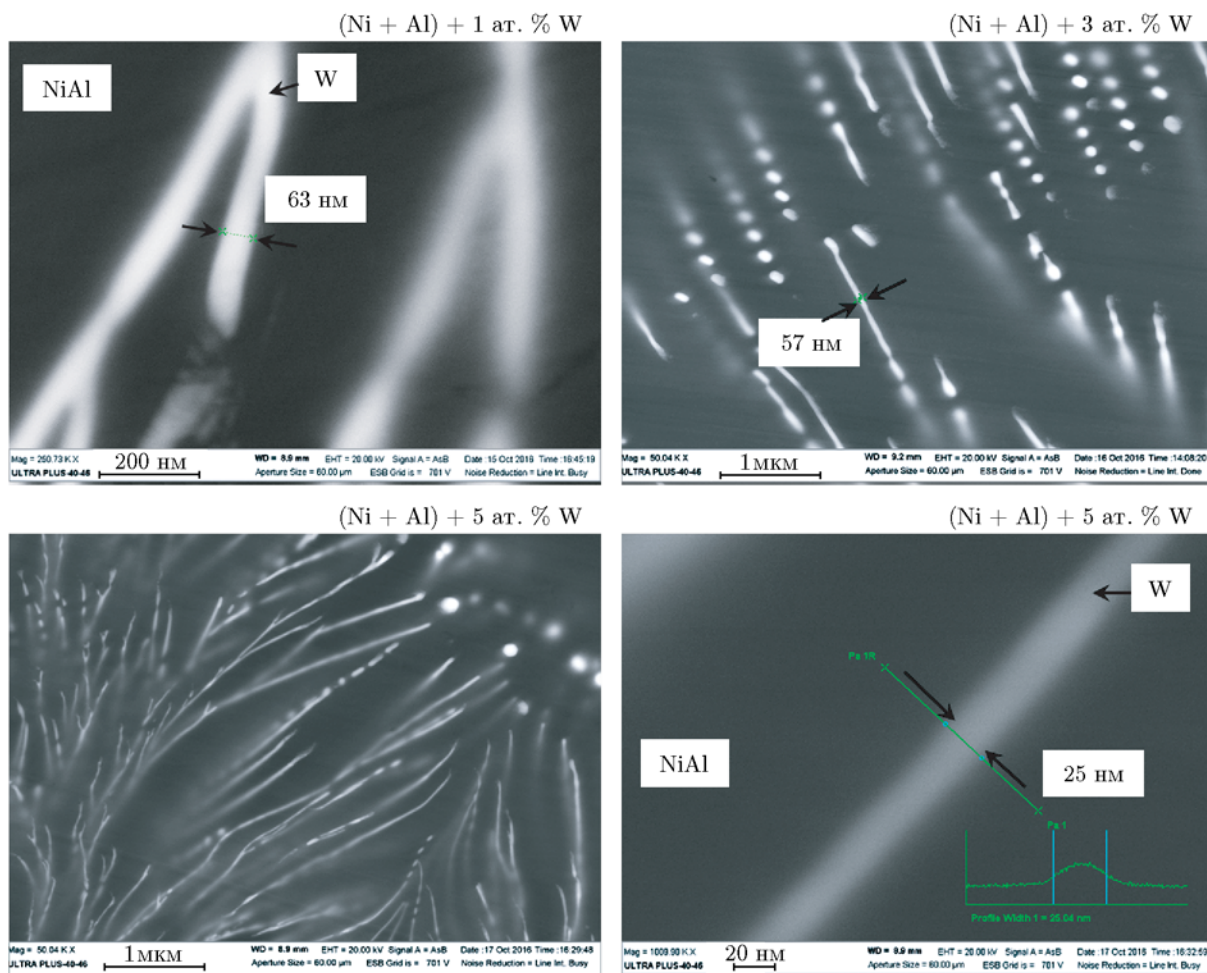


Рис. 6. Микрофотографии нановолокон W в псевдобинарной эвтектике NiAl—W

вание происходит вследствие повышения концентрации W в междендритном пространстве во время роста дендритов NiAl. В состав псевдобинарной эвтектики NiAl—W входит около 0.7 ÷ 1.3 ат. % W. Согласно данным [12] псев-

добинарная эвтектика NiAl—W соответствует содержанию 1.5 ат. % W и представляет собой разветвленные волокна вольфрама толщиной 25 ÷ 100 нм (рис. 6). Волокна W не имеют единого направления роста, так как в образцах

во время кристаллизации расплава отсутствуют градиенты температуры. В образцах составов  $(\text{Ni} + \text{Al}) + (1 \div 5)$  ат. % W объемное содержание псевдобинарной эвтектики NiAl—W примерно одинаково, а в составах  $(\text{Ni} + \text{Al}) + 5$  ат. % W +  $(1 \div 5)$  ат. % NiO ее количество уменьшается с ростом содержания NiO в исходной смеси. При этом измеренное содержание W в областях, не содержащих в исходном состоянии частиц W, заметно увеличивается (см. табл. 2). В продуктах горения составов  $(\text{Ni} + \text{Al}) + 5$  ат. % W +  $(1 \div 5)$  ат. % NiO присутствуют преципитаты и дендриты на основе W. Причем в образцах с наибольшим содержанием NiO наблюдаются как зародыши дендритов, так и крупные и разветвленные дендриты, имеющие оси  $2 \div 3$  порядков. Состав дендритов аналогичен составу глобул на поверхности недореагировавших частиц W в образцах без добавки NiO.

Продукты горения, полученные из смесей с добавкой NiO, содержат также оксидную фазу  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , количество которой закономерно возрастает с увеличением содержания добавки NiO в исходной смеси. Большая часть фазы  $\text{Al}_2\text{O}_3$  седиментирует совместно с недореагировавшими частицами W и представляет собой цепочки из субмикронных частиц по границам зерен и дендритов NiAl. В областях, не содержащих исходных недореагировавших частиц W, присутствует значительно меньшее количество фазы  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в виде отдельных зерен.

## ВЫВОДЫ

1. В результате взаимодействия частиц W с расплавом Ni—Al в процессе СВС на поверхности частиц W образуется глобулярное декорирование из частиц на основе твердых растворов вольфрама. Данный эффект характерен только для составов с эквимольной смесью Ni—Al. При введении в состав исходной шихты добавки NiO даже в количестве 1 ат. % глобулярное декорирование на поверхности недореагировавших частиц W не наблюдается. Причиной могут быть отклонение состава NiAl в сторону большего содержания Ni и влияние оксидных фаз на диффузионные процессы.

2. Обнаружена стадийность процесса горения составов, содержащих высокоэнергетическую добавку NiO.

3. Псевдобинарная эвтектика NiAl—W содержит разветвленные волокна вольфрама

толщиной  $25 \div 100$  нм.

Авторы благодарят Распределенный центр коллективного пользования ИСМАН, оборудование которого было привлечено для выполнения исследований.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Frommeyer G., Rablbauer R.** High temperature materials based on the intermetallic compound NiAl reinforced by refractory metals for advanced energy conversion technologies // *Steel Res. Intern.* — 2008. — V. 79, N 7. — P. 507–512.
2. **Sheng L., Zhang W., Guo J., Ye H.** Microstructure and mechanical properties of Hf and Ho doped NiAl—Cr(Mo) near eutectic alloy prepared by suction casting // *Mater. Charact.* — 2009. — V. 60, N 11. — P. 1311–1316.
3. **Sheng L., Guo J., Ye H.** Microstructure and mechanical properties of NiAl—Cr(Mo)/Nb eutectic alloy prepared by injection-casting // *Mater. Des.* — 2009. — V. 30, N 4. — P. 964–969.
4. **Johnson D. R., Chen X. F., Oliver B. F., Noebe R. D., Whittenberger J. D.** Processing and mechanical properties of in-situ composites from the NiAl—Cr and the NiAl—(Cr, Mo) eutectic systems // *Intermetallics.* — 1995. — V. 3, N 2. — P. 99–113.
5. **Johnson D. R., Oliver B. F., Noebe R. D., Whittenberger J. D.** NiAl-based polyphase in situ composites in the NiAl—Ta—X (X = Cr, Mo, or V) systems // *Intermetallics.* — 1995. — V. 3, N 6. — P. 493–503.
6. **Yang J.-M., Jeng S. M., Bain K., Amato R. A.** Microstructure and mechanical behavior of in-situ directional solidified NiAl/Cr(Mo) eutectic composite // *Acta Materialia.* — 1997. — V. 45, N 1. — P. 295–308.
7. **Milenkovic S., Drenler S., Hassel A. W.** A novel concept for the preparation of alloy nanowires // *Phys. Status Solidi A.* — 2011. — V. 208, N 6. — P. 1259–1264.
8. **Hunt J. D., Jackson K. A.** Binary eutectic solidification // *Trans. Met. Soc. AIME.* — 1966. — V. 236. — P. 843–852.
9. **Milenkovic S., Hassel A. W., Schneider A.** Effect of the growth conditions on the spatial features of re nanowires produced by directional solidification // *Nano Lett.* — 2006. — V. 6, N 4. — P. 794–799.
10. **Milenkovic S., Coelho A., Caram R.** Directional solidification processing of eutectic alloys in the Ni—Al—V system // *J. Cryst. Growth.* — 2000. — V. 211, N 1-4. — P. 485–490.
11. **Milenkovic S., Caram R.** Growth morphology of the NiAl—V in situ composites // *J. Mater. Process. Technol.* — 2003. — V. 143-144. — P. 629–635.



12. **Milenkovic S., Schneider A., Frommeyer G.** Constitutional and microstructural investigation of the pseudo-binary NiAl—W system // *Intermetallics*. — 2011. — V. 19, N 3. — P. 342–349.
13. **Итин В. И., Найбороденко Ю. С.** Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. — Томск: Изд-во Том. гос. ун-та, 1989.
14. **Merzhanov A. G.** History and recent developments in SHS // *Ceram. Intern.* — 1995. — V. 21, N 5. — P. 371–397.
15. **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 // *Intern. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2013. — V. 22, N 2. — P. 110–113.
16. **Bautista C. S., Ferriere A., Rodríguez G. P., López-Almodovar M., Barba A., Sierra C., Vázquez A. J.** NiAl intermetallic coatings elaborated by a solar assisted SHS process // *Intermetallics*. — 2006. — V. 14, N 10–11. — P. 1270–1275.
17. **Pascal C., Marin-Ayral R. M., Tédénac J. C.** Joining of nickel monoaluminide to a superalloy substrate by high pressure self-propagating high-temperature synthesis // *J. Alloys Compd.* — 2002. — V. 337, N 1-2. — P. 221–225.
18. **Лякишев Н. П.** Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. — М.: Машиностроение, 1996.
19. **ASM Handbook. V. 3: Alloy Phase Diagrams.** — ASM Intern., 1992.
20. **Филатов В. М., Найбороденко Ю. С.** О механизме горения никель-алюминиевых термитов // *Физика горения и взрыва*. — 1992. — Т. 28, № 1. — С. 53–58.
21. **Rogachev A. S., Mukasyan A. S., Varma A.** Volume combustion modes in heterogeneous reaction systems // *J. Mater. Synth. Process.* — 2002. — V. 10, N 1. — P. 31–36.
22. **Рогачев А. С., Мукасыян А. С.** Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетику. — М.: Физматлит, 2012.
23. **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.

*Поступила в редакцию 16/VI 2017 г.,  
в окончательном варианте — 15/XI 2017 г.*