

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 18-41-220004 и № 18-08-01475.

Х. Ж. Цуй, А. А. Григорьевская, П. Ю. Гуляев

СЦЕНАРИИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ВОЛНЕ ГОРЕНИЯ СИСТЕМЫ NI-AL С УПРОЧНЯЮЩИМИ ДОБАВКАМИ

В работе были изучены микроструктуры, образующиеся в волне горения системы Ni-Al с упрочняющими добавками частиц высокотемпературной керамики, состоящих из диборида титана и корунда. Микроструктуры и формы меняются в зависимости от содержания керамических добавок в матрице NiAl. Частицы диборида титана принимают самые разнообразные элементарные формы, такие как столбчатые, пластинчатые, игольчатые, правильные кубические структуры и кубоиды. Эти результаты обрисовывают в общих чертах стратегию процессов самосборки в реальном времени для создания диверсифицированных микроструктур. Некоторые зерна диборида титана размером 2-5 мкм встраиваются в кластеры корунда, а небольшое количество частиц диспергируется в матрице NiAl. Предполагается, что чем выше содержание упрочняющих добавок, тем с большей однородностью распределения керамический скелет будет присутствовать в матрице NiAl.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, композиты, микроструктура, механизм эволюции.

H. Z. Cui, A. A. Grigoryevskaya, P. Yu. Gulyaev

MECHANISM OF STRUCTURAL FORMATION IN THE COMBUSTION WAVE OF THE NI-AL SYSTEM WITH STRENGTHENING ADDITIVES

In the work, microstructures formed in the combustion wave of the Ni-Al system with hardening additives of high-temperature ceramic particles consisting of titanium diboride and corundum were studied. Microstructures and shapes vary depending on the content of ceramic additives in the NiAl matrix. Particles of TiB₂ take the most diverse elementary forms, such as bars, plates, herringbones, regular cubic structures and cuboids. These results outline a real-time strategy of self-assembly processes to create diversified microstructures. Some grains of titanium diboride 2-5 μm in size are embedded in corundum clusters, and a small number of TiB₂ particles are dispersed in the NiAl matrix. It is assumed that the higher the content of reinforcing additives, the more uniform the distribution of the ceramic skeleton will be present in the NiAl matrix.

Key words: composites; self-propagation high-temperature synthesis; microstructure; evolution mechanism.

Введение

Благодаря низкой плотности, высокой температуре плавления, хорошей теплопроводности и хорошей коррозионной стойкости [1] интерметаллиды NiAl широко применяются в высокотемпературных и коррозионных средах, таких как детали авиационных двигателей, газотурбинные лопатки, термобарьерные и антикоррозийные покрытия. Однако низкая пластичность при комнатной температуре и низкая прочность при высокой температуре ограничивают их применение в промышленности и производстве [2; 3]. В связи с этим в настоящее

время большое число работ посвящено улучшению пластичности при комнатной температуре и высокотемпературной прочности интерметаллических соединений Ni-Al. Добавление в NiAl различных легирующих элементов, таких как Mo [4], Ti [5], Cr [6] и редкоземельные металлы [7], является эффективным способом улучшения его свойств. При добавлении или формировании частиц керамики, таких как Al_2O_3 [8; 9], TiB_2 [10], NbB_2 [11] и TiC [12; 13], прочность и свойства пластичности композиционного материала Ni-Al могут быть также значительно улучшены.

Хорошо известно, что технология самораспространяющегося высоко- температурного синтеза (СВС) имеет значительные преимущества, такие как низкое энергопотребление, недорогое производственное оборудование, простота эксплуатации и синтез композиционных компонентов на месте, по сравнению с другими обычными способами [14]. С помощью процесса СВС удобно получать широкий ряд матричных композитов NiAl, армированных TiB_2 , NbB_2 , TiC , Al_2O_3 , ZrB_2 [15] и TiN [16]. Наибольший интерес представляют упрочняющие порошковые добавки из керамики TiB_2 и Al_2O_3 в разных матрицах системы Ni-Al из-за их одинакового коэффициента теплового расширения, химической и физической совместимости [17]. Основная идея нашей работы состоит в том, что, добавляя TiB_2 в керамику Al_2O_3 , можно предотвратить рост зерен Al_2O_3 и распространение трещин в матрице системы Ni-Al. Следовательно, мелкозернистая и хорошо распределенная фаза TiB_2 будет способствовать повышению прочности и вязкости разрушения композиционного материала. Обычно это приводит к повышению стойкости к истиранию и вязкости разрушения в материалах режущего инструмента [18; 19].

Цель работы – экспериментальное обоснование предполагаемых механизмов структурообразования в волне горения системы Ni-Al с упрочняющими добавками TiB_2 и Al_2O_3 , объясняющих микроструктурную эволюцию в волне горения СВС и возможности улучшения пластичности в нормальных условиях, при одновременном повышении температурной прочности интерметаллидов.

Методика экспериментального исследования

В качестве исходных продуктов для формирования реакционной смеси горения волны СВС применялся коммерческий порошок чистого Ni (99,9 %, 38-50 мкм) марки ПНК-УТЗ и порошок Al (99,9 %, 75 мкм) марки ПА4, а в качестве исходных компонентов упрочняющих добавок использовался порошок B_2O_3 (98 %, 75 мкм) и порошок TiO_2 (98 %, 45 мкм). Порошковые смеси рассматривались как две части: одна представляла собой, как видно на рис. 1, эквимольную смесь порошков Ni + Al, в которой мольное соотношение было установлено равным $n(Ni): n(Al) = 1: 1$, другая представляла собой $Al + TiO_2 + B_2O_3$, в которой мольное соотношение фиксировали до $n(Al): n(TiO_2): n(B_2O_3) = 10: 3: 3$, и последнее добавляли в первое в массовых долях 0,5 %, 10 %, 15 %, 20 %, 25 % и 30 % соответственно.

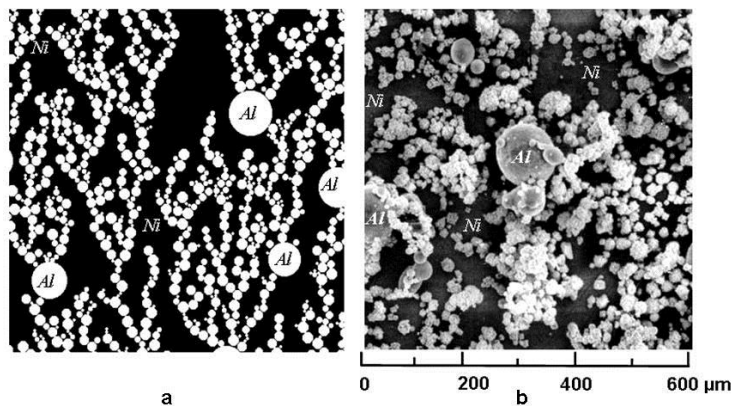


Рисунок 1 – Структура пористой смеси порошков Ni и Al при насыпной плотности:
а – математическая модель [16]; б – изображение сканирующей электронной микроскопии (СЭМ)

Для получения однородной смеси все порошки перемешивались в биконусном смесителе в течение 6 часов. Затем смеси выгружались в металлические формы с размерами и прессовались при давлении 150 МПа в цилиндрические брикеты диаметром $d = 20$ мм и высотой $h = 20$ мм. Было изготовлено семь типичных исходных брикетов с различным содержанием $Al + TiO_2 + B_2O_3$. Для полного реагирования реагентов полученные компакты предварительно нагревали в электрической печи при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 минут. После этого брикеты вместе с пресс-формами вынимали и на их поверхность насыпали небольшое количество иницирующего порошка диборида титана. Наконец, компакты зажигались вольфрамовой проволокой, раскаленной электрическим током до температуры $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Реакции между порошками в исходной смеси были следующими:



Процесс зажигания волны СВС, распространение реакции по образцу и последующие стадии догорания и структурообразования показаны на рис. 2.

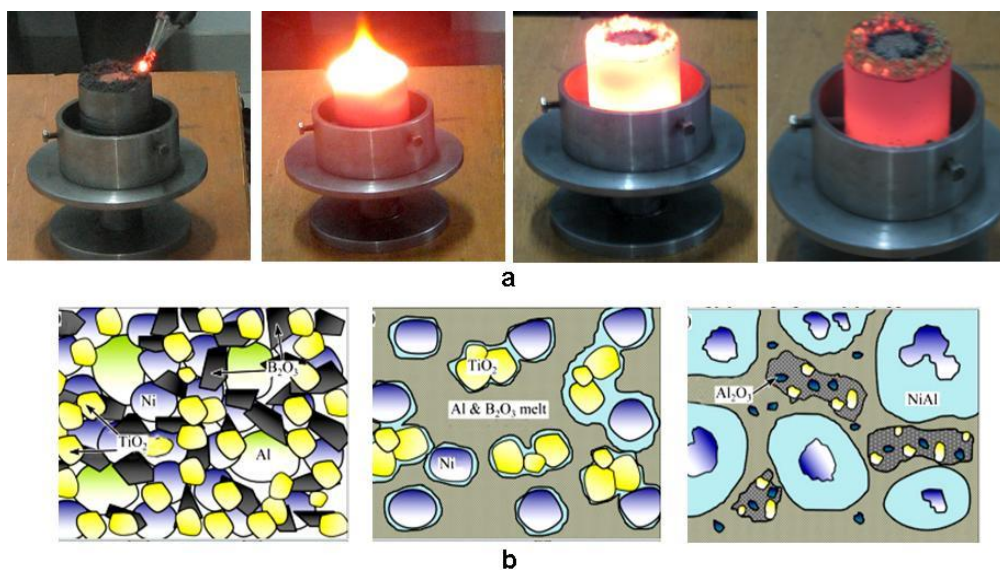


Рисунок 2 – Схема прохождения реакции СВС, инициированной электронагревом (а), и компьютерная визуализация механизма эволюции исходной структуры в волне горения (b)

Устойчивость режима распространения волны горения СВС определялась *in situ* методом дифференциальной хроноскопии [22] по отклонению от средних значений нормальной и тангенциальной составляющей скорости фронта горения, адиабатической температуре «горячих точек» (Hot Spots) и тепловой структуре фронта горения с помощью микропирометрического комплекса на основе высокоскоростной телевизионной камеры (ВидеоСпринт, модель VS-FAST, ООО Videoscan, Россия), как показано на рис. 3 [15].

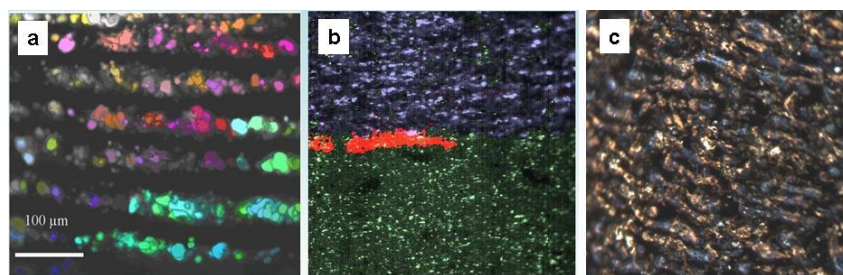


Рисунок 3 – Высокоскоростная регистрация тепловой структуры волны СВС: карта возникновения «горячих точек» (а); мгновенное положение «горячих точек» во фронте волны горения – между исходными (внизу) и конечными (вверху) продуктами СВС (b); морфология поверхности образца со следами слоёв горения (с)

Кристаллические фазы продуктов определяли по рентгенограммам методом дифракции рентгеновских лучей (XRD, модель D/Max 2500PC Rigaku, Япония). Морфологию разрушения и микроструктуру наблюдали с помощью методов сканирующей электронной микроскопии (SEM, модель KYKY2800B) и полевой эмиссионной сканирующей электронной микроскопии (FESEM, NOVA NANOSEM 450, FEI). Составы образцов анализировали с помощью электронно-зондового микроанализа (EPMA, JXA-8230). Микротвердость измеряли с помощью FM-700 с нагрузкой 1 Н и выдерживали в течение 10 с. Для каждого соединения в тесте на микротвердость были взяты пять выемок и вычислено среднее из этих точек с учетом относительных ошибок.

Обсуждение результатов эксперимента

В образцах эквимольной смеси порошков системы Ni+Al волна реакции СВС распространялась в устойчивом режиме со скоростью около 20–25 мм/с. При добавлении Al+TiO₂+B₂O₃ в Ni+Al время задержки зажигания увеличивается из-за внутреннего теплоотвода в инертную добавку и поглощения части тепла, необходимой для начала реакции (2). Как только двухстадийная реакция (1) и (2) была инициирована, волна СВС перешла в режим диффузионной и гидродинамической неустойчивости расплава с повышением скорости распространения [20]. Например, когда содержание Al+TiO₂+B₂O₃ увеличилось до 15 %, скорость движения фронта горения достигала 40 мм/с. Таким образом, вся стадия горения в компактах прошла за пренебрежимо малое время $t_{\text{гор}} = h/V_{\text{свс}} < 500$ мс подобно тепловому взрыву. После окончания синтеза образцы медленно охлаждали.

На рисунке 4 приведены рентгенограммы конечных продуктов синтеза, полученных путем добавления в исходную эквимольную систему Ni+Al упрочняющей инертной добавки Al+TiO₂+B₂O₃ при различных массовых долях 0,5 %, 10 %, 15 %, 20 %, 25 % и 30 % соответственно.

В отсутствие добавок продукты реакции состоят из фазы NiAl, что находится в полном соответствии с реакцией (1). По мере увеличения доли упрочняющей добавки Al+TiO₂+B₂O₃ наряду с фазой NiAl появляются керамические фазы B₂O₃, TiB₂ и Al₂O₃ (см. рис. 4).

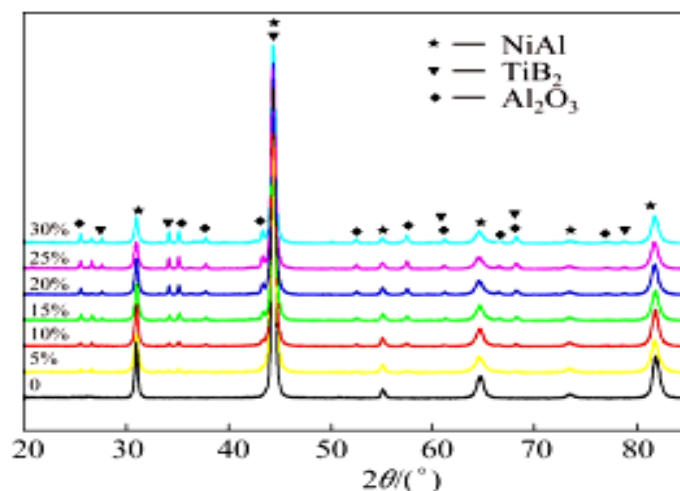


Рисунок 4 – Рентгенограммы продуктов синтеза с различной долей Al+TiO₂+B₂O₃

Из приведенных выше данных рентгенофазного анализа видно, как при увеличении массовой доли содержания реагента Al+TiO₂+B₂O₃ в исходной смеси растет доля упрочняющей керамической фазы TiB₂ и Al₂O₃. Более того, в конечных продуктах синтеза почти не наблюдается непрореагировавшее сырье. Таким образом, можно сделать вывод о полноте протекания реакций (1) и (2), в результате чего получены нужные упрочняющие фазы, как показано выше на рис. 2 (b). На рис. 5 показана микроструктура фазы NiAl в отсутствие добавок.

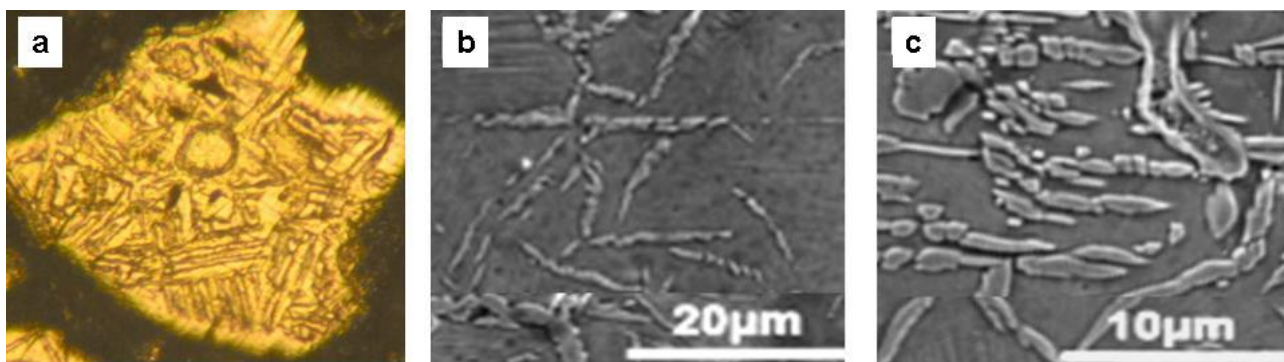


Рисунок 5 – Микроструктура NiAl без добавок: (a) – металлография; (b) и (c) – СЭМ

В образцах, содержащих только Ni+Al, зерна NiAl образуются в результате растворения частицы Ni в расплаве Al (см. рис. 5a), а в объеме зерна наблюдается скелет из Ni_3Al на месте остановившейся границы растворения, как видно на рис 5b и 5c [20; 22].

Увеличение содержания до 10 % в исходной смеси Al+ $TiO_2+B_2O_3$ дает рост адиабатической температуры в волне СВС, что приводит к полному растворению Ni и формированию зерна матрицы NiAl, вдоль границы которой растут частицы (~ 5 мкм) TiB_2 и Al_2O_3 , как показано на рис. 6 (a) и (b).

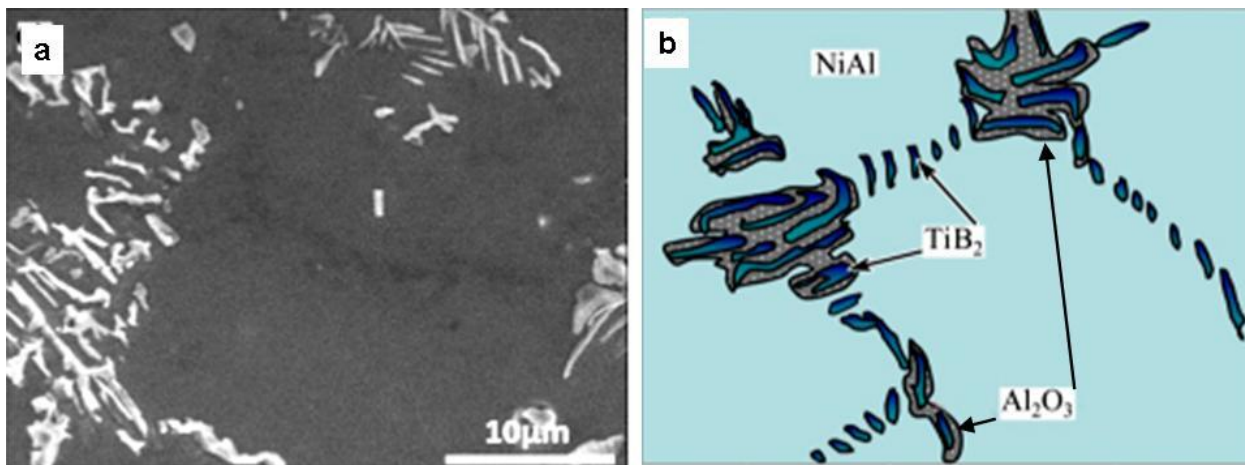


Рисунок 6 – Микроструктура NiAl +10 % ($TiB_2-Al_2O_3$): (a) – СЭМ; (b) – визуализация

Когда содержание Al+ $TiO_2+B_2O_3$ увеличивается до 20 %, фаза TiB_2 в виде частиц меньше 5 мкм, в основном в форме кубов или кубоидов, собирается в конгломераты с Al_2O_3 , как показано на рис. 7.

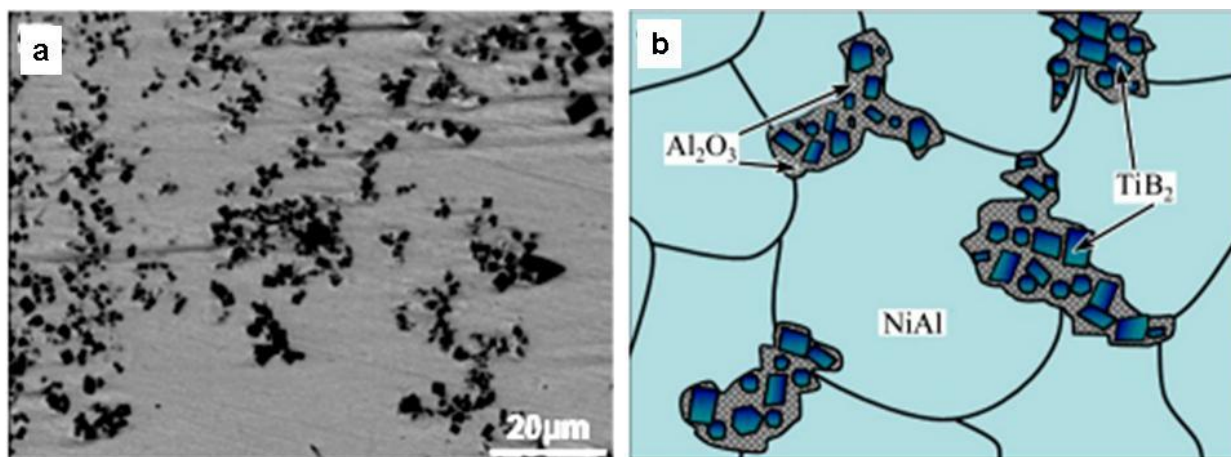


Рисунок 7 – Микроструктура NiAl +20 % ($TiB_2-Al_2O_3$): (a) – СЭМ; (b) – визуализация

Такие агрегации (60–70 мкм) кластеров частиц $\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ дают нерегулярные конгломераты, а некоторые частицы TiB_2 по-прежнему распределяют на границе зерен матрицы [25]. При дальнейшем увеличении содержания $\text{Al+TiO}_2\text{+B}_2\text{O}_3$ количество частиц TiB_2 увеличивается. Но размер кластеров частиц $\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ становится меньше. Кроме того, некоторые частицы TiB_2 располагаются в матрице, как показано на рисунке 8.

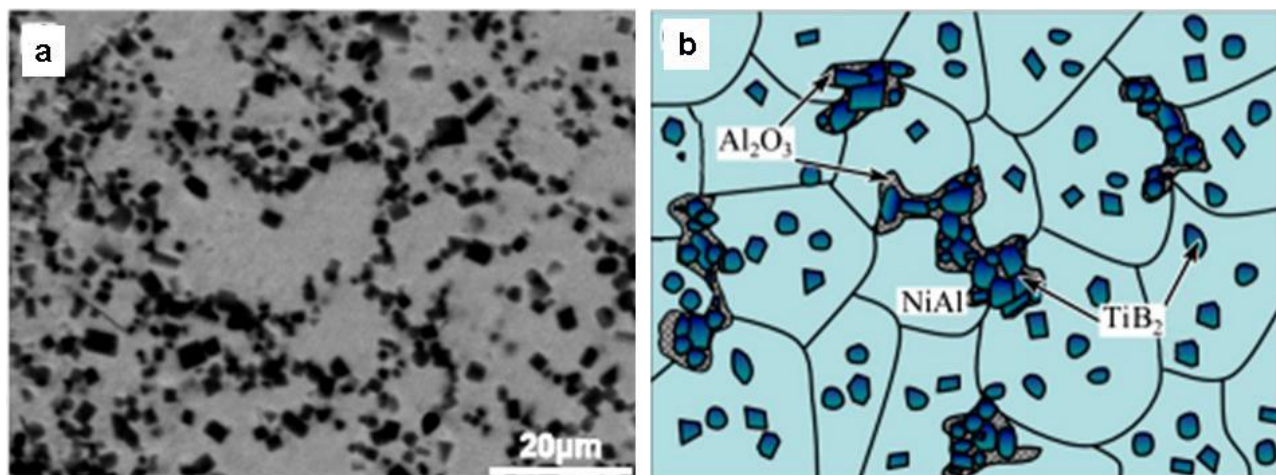


Рисунок 8 – Микроструктура $\text{NiAl} + 30 \% (\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$: (a) – СЭМ; (b) – визуализация

Результаты испытаний на микротвердость и расчетные данные о адиабатической температуре двухстадийной реакции горения (1) и (2) для каждого состава полученных образцов приведены в таблице 1. Средние микротвердости матрицы в продуктах NiAl без и с 10 % $(\text{Al+TiO}_2\text{+B}_2\text{O}_3)$ равны $\text{HV}_{100} = 398$ и $\text{HV}_{100} = 501$ соответственно, которые близки к твердости чистого NiAl . Микротвердость дендритной структуры в продукте с 10 % $(\text{Al+TiO}_2\text{+B}_2\text{O}_3)$ HV_{100} в пределах (1160–1730) значительно колеблется. По сравнению с продуктом, имеющим добавку 10 % $(\text{Al+TiO}_2\text{+B}_2\text{O}_3)$, твердость белого куба или кубоидных кластеров в продуктах с 20 % и 30 % $(\text{Al+TiO}_2\text{+B}_2\text{O}_3)$ выше, а самая высокая твердость доходит до $\text{HV}_{100} = 2700$. Твердость темно-серых нерегулярных конгломератов $(\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$, которые выглядят как склеенные кубоидные частицы TiB_2 в матрице Al_2O_3 достигает (1260-1480) HV_{100} . Твердость образцов с 20 % и 30 % $(\text{Al+TiO}_2\text{+B}_2\text{O}_3)$ также варьируется от 570 до 1420 HV_{100} , и их высокая твердость близка к твердости конгломератов $(\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$.

Таблица 1 – Микротвердость и адиабатическая температура образцов с различным содержанием добавок

Образец	Микротвердость (HV)	Адиабатическая температура, °C
Чистый NiAl	398 ± 19	1638
$\text{NiAl} - 5 \% (\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$	410 ± 21	1665
$\text{NiAl} - 10 \% (\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$	501 ± 25	1692
$\text{NiAl} - 15 \% (\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$	567 ± 28	1719
$\text{NiAl} - 20 \% (\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$	595 ± 29	1745
$\text{NiAl} - 25 \% (\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$	608 ± 31	1772
$\text{NiAl} - 30 \% (\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)$	596 ± 30	1799

Таким образом, когда содержание $\text{Al+TiO}_2\text{+B}_2\text{O}_3$ составляет менее 10 %, то количество образованных в ходе протекания реакции (2) частиц TiB_2 и Al_2O_3 , так же, как и значение адиабатической температуры T_{ad} реакционной системы, является явно недостаточным [24]. При увеличении до 30 % достигается более высокое значение T_{ad} и образуется больше TiB_2 и Al_2O_3 .

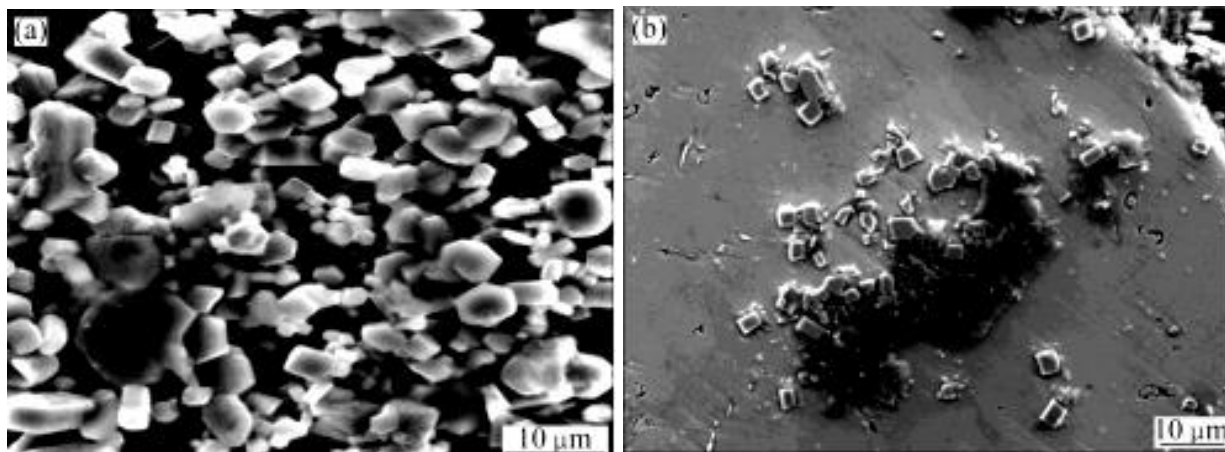


Рисунок 9 – СЭМ изображения обычных частиц TiB_2 (a) и конгломератов с Al_2O_3 (b)

Все вышеперечисленное вносит большой вклад в рост зерен TiB_2 в виде кубов или кубиков, как показано на рисунке 9 (a). Кроме того, большое количество Al_2O_3 прилипает к зернам TiB_2 , как показано на рисунке 9 (b), и растет вокруг них. Поскольку нет границ для разделения пространств между зернами TiB_2 , как показано на фиг. 6 (b), зерна Al_2O_3 развиваются свободно, пока не соприкоснутся друг с другом, образуя конгломераты, как показано на фиг. 7 (a) и (b). Между тем есть также несколько отдельных кубов или кубоидов TiB_2 , импрегнированных в расплав NiAl , и некоторые зерна Al_2O_3 прилипают к примесям в жидкости NiAl .

Наконец, когда NiAl начинает затвердевать, почти все вышеупомянутые твердые фазы, которые образуются до NiAl , будут выталкиваться к границам зерен аналогично тому, как показано на рис. 8 (a) и 8 (b), что вносит вклад в формирование измельченных зерен NiAl . Более того, зерна Al_2O_3 , которые образуются на примесях, могут оставаться в матрице NiAl , чтобы помочь улучшить твердость. Эти зерна Al_2O_3 могут скапливаться вместе и становиться большими конгломератами из-за самодиффузии Al_2O_3 . Следовательно, твердость матрицы на рисунке 7 сильно варьируется, а самая высокая твердость близка к твердости конгломератов.

Выводы

1. Обнаружено, что синтезированные в волне горения СВС из смеси порошков: Ni , Al , TiB_2 и Al_2O_3 образцы композитов $(\text{TiB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3)/(\text{NiAl})$ с увеличением содержания $(\text{Al}+\text{TiO}_2+\text{B}_2\text{O}_3)$ прямо пропорционально содержат больше керамических фаз TiB_2 и Al_2O_3 , которые генерируются в матрице NiAl .

2. При малом содержании реагента $(\text{Al}+\text{TiO}_2+\text{B}_2\text{O}_3)$, когда он составляет менее 10 %, упрочняющие добавки $(\text{TiB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3)$ растут в альтернативную игольчатую структуру через режим самосборки.

3. Когда образуется больше $\text{TiB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$, частицы TiB_2 будут свободно расти и полностью развиваться, и в конечном итоге они будут иметь форму куба, кубоида или шестигульника. В то же время большие агломераты Al_2O_3 , которые образуются вокруг зерен TiB_2 , имеют тенденцию соединяться вместе, образуя большие нерегулярные конгломераты.

4. Микротвердость матричного композита NiAl увеличивается на 50 % с HV (398±19) до HV (608±31) из-за измельчения зернистости структуры композита при увеличении содержания упрочняющей добавки $(\text{TiB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3)$ до 25 %.

5. Добавление $\text{Al}+\text{TiO}_2+\text{B}_2\text{O}_3$ в $\text{Ni}+\text{Al}$ увеличивает время задержки зажигания из-за внутреннего теплоотвода в инертную добавку и поглощения части тепла, необходимой для начала реакции. Как только двухстадийная реакция инициирована, волна СВС переходит в режим диффузионной и гидродинамической неустойчивости с повышением скорости распространения и адиабатической температуры горения.

Литература

1. Ozdemir, O. A study on NiAl produced by pressure-assisted combustion synthesis / O. Ozdemir, S. Zeytin, S. Bindal // *Vacuum*. – 2010. – Vol. 84. – P. 430–437.
2. Microstructures, mechanical and oxidation behaviors of C/C composites modified by NiAl alloy / H. C. Fang, P. Xiao, X. Xiong, G. J. Yu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2016. – № 26 (1). – P. 196–202.
3. Obtaining Radiation-resistant Material by SHS Method / M. Kozhanova, A. Kozhanov, I. Golubenko [et al.] // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 521. – P. 012005.
4. Ray, P. K. Formation of multilayered scale during the oxidation of NiAl–Mo alloy / P. K. Ray, M. Aking, M. J. Kramer // *Applied Surface Science*. – 2014. – № 301 – P. 107–111.
5. Synthesis and fabrication of NiAl coatings with Ti under layer using induction heating / T. Riyadi, T. Zhang, D. Marchant, X. M. Zhu // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – № 258 (6). – P. 154–159.
6. Martensitic transition and super elasticity of Co–Ni–Al ferromagnetic shape memory alloys with two-phase structure / Y. Tanak, K. Oikaw, Y. Sutou, K. Ishida // *Materials Science and Engineering A*. – 2006. – № 438. – P. 1054–1060.
7. Correction factor in temperature measurements by optoelectronic systems / N. Bikberdina, R. Yunusov, M. Boronenko, P. Gulyaev // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2017. – Vol. 917. – P. 052031.
8. Microstructure evolution and mechanical properties of Ni₃Al/Al₂O₃ composite during self-propagation high-temperature synthesis and hot extrusion / L. Y. Sheng, F. Yang, T. F. Xi [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – № 555 (41). – P. 131–138.
9. Effect of Ni addition on the preparation of Al₂O₃–TiB₂ composites using high-energy ball milling / W. Yang, S. Dong, P. Luo [et al.] // *Journal of Asian Ceramic Societies*. – 2004. – № 2 (4). – P. 399–402.
10. Effect of NiAl content on phases and microstructures of TiC–TiB₂–NiAl composites fabricated by reaction synthesis / H.-Z. Cui, L. Ma, L. Cao, F. Teng // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2014. – № 24(2). – P. 346–353.
11. Shokati, A. In situ synthesis of NiAl–NbB₂ composite powder through combustion synthesis / A. Shokati, N. Parvin, A. Hemmati // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – № 549 (5). – P. 141–146.
12. Borodina, K. Thermal analysis of reaction producing K_xTiO₂ / K. Borodina, S. Sorokina, N. Blinova. – DOI: 10.1007/s10973-017-6840-0 // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2018. – Vol. 131. – № 1. – P. 561–566.
13. Чеклов, С. А. Тепловизионный метод контроля фазообразования в процессе СВ-синтеза / С. А. Чеклов, Д. О. Боброва, П. Ю. Гуляев. – Текст : непосредственный // *Электронные средства и системы управления*. – 2017. – № 1-2. – С. 123–125.
14. Control of dispersed-phase temperature in plasma flows by the spectral-brightness pyrometry method / A. V. Dolmatov, I. P. Gulyaev, P. Yu. Gulyaev, V. I. Jordan. – DOI: 10.1088/1757-899X/110/1/012058 // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 110. – № 1. – P. 012058.
15. Бороненко, М. П. Телевизионная измерительная система наносекундного разрешения / М. П. Бороненко, П. Ю. Гуляев. – Текст : непосредственный // *Доклады Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники*. – 2014. – № 1 (31). – С. 60–64.
16. Моделирование фрактальных структур упаковок порошковых СВС-материалов / И. В. Милукова, А. Л. Трифионов, С. А. Ширяев, П. Ю. Гуляев. – Текст : непосредственный // *Ползуновский альманах*. – 2007. – № 3. – С. 39–41.

17. Оценка времени фазообразования в системе горения NiAl методом визуализации тепловых полей / М. П. Бороненко, А. Е. Серегин, П. Ю. Гуляев, И. В. Милукова. – Текст : непосредственный // Научная визуализация. – 2015. – Т. 7, № 5. – С. 102–108.
18. Dolmatov, A. V. Investigation of structure formation in thin films by means of optical pyrometry / A. V. Dolmatov, I. V. Milyukova, P. Yu. Gulyaev. – DOI: 10.1088/1742-6596/1281/1/012010 // Journal of Physics : Conference Series. – 2019. – Vol. 1281. – P. 012010.
19. Григорьевская, А. А. Компьютерная визуализация радиационного теплопереноса в волне горения СВС / А. А. Григорьевская, П. Ю. Гуляев. – Текст : непосредственный // Ползуновский альманах. – 2019. – № 4. – С. 5–9.
20. Limit of inert functional admixtures depending on the dispersion in the combustion synthesis of nickel aluminides / P. Gulyaev, A. Dolmatov, V. Jordan, Y. Panchenko. – DOI:10.1088/1742-6596/1134/1/012018 // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1134. – P. 012018.
21. Анализ и оптимизация газотермического напыления по скорости и температуре частиц дисперсной фазы потока / А. В. Долматов, И. П. Гуляев, В. И. Кузьмин [и др.]. – Текст : непосредственный // Теплофизика и аэромеханика. – 2017. – № 24 (1). – С. 83–94.
22. Cui, H. Z. Influence of micropores on structural instability of the combustion wave / H. Z. Cui, A. A. Grigoryevskaya, P. Yu. Gulyaev. – Текст : непосредственный // Вестник Югорского государственного университета. – 2019. – № 4 (55). – С. 33–40.
23. Вычислительная методика расчета признаков спиновой неустойчивости СВС / А. А. Григорьевская, П. Ю. Гуляев, В. И. Иордан, И. А. Шмаков. – Текст : непосредственный // Высокопроизводительные вычислительные системы и технологии. – 2019. – Т. 3, № 2. – С. 82–91.
24. Калачёв, А. В. Исследование тепловой структуры волны горения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / А. В. Калачёв, П. Ю. Гуляев, В. И. Иордан. – Текст : непосредственный // Известия Алтайского государственного университета. – 2005. – № 1 (35). – С. 104–109.
25. Gulyaev, I. Experience in plasma production of hollow ceramic microspheres with required wall thickness / I. Gulyaev // Ceramics International. – 2015. – Vol. 41. – P. 101–107.