

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al , ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ «Ni—Al»*

*Л.И. ШЕВЦОВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 12 мая 2014

Рецензирование 24 июня 2014

Принята к печати 26 июня 2014

Шевцова Л.И. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: edeliya2010@mail.ru

Проведены исследования структуры и механических свойств интерметаллида Ni_3Al , полученного по различным схемам, сочетающим процессы предварительной механоактивации исходных порошков никеля и алюминия, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и искрового плазменного спекания. Установлено, что относительная плотность всех спеченных материалов составляет ~ 97 %. Микротвердость полученных образцов находится в диапазоне 6100...6300 МПа. Предел прочности при изгибе спеченных материалов составляет 785...800 МПа. Максимальный уровень предела прочности при растяжении (400 МПа) достигнут в процессе спекания при 1100 °С механически активированной в течение трех минут порошковой смеси Ni + 13,29 масс. % Al. Этот технологический процесс является наиболее рациональным. При его реализации стадия химического взаимодействия реагентов совмещается с процессом спекания.

Ключевые слова: интерметаллид, алюминид никеля, искровое плазменное спекание, механическая активация.

Введение

Одной из актуальных задач современного материаловедения является получение новых материалов, обладающих повышенным комплексом физико-химических и механических свойств. Особое внимание уделяется изучению алюминидов никеля, что обусловлено их высокими механическими свойствами, высокой коррозионной стойкостью и стойкостью к окислению при повышенных температурах [1–3]. Для алюминида Ni_3Al помимо указанных свойств характерна аномальная зависимость предела текучести от температуры нагрева [2, 3]. Такое явление особо благоприятно с позиции применения интерметаллида в качестве конструкционного материала

для химического машиностроения, авиации и космоса [1, 2].

Однако широкому применению в промышленности препятствует ряд особенностей алюминидов никеля, в первую очередь – низкий уровень пластичности и трещиностойкости. Эта особенность объясняет плохую обрабатываемость материалов резанием. При комнатной температуре образцы из поликристаллического интерметаллида Ni_3Al являются хрупкими. При высоких температурах эксплуатации для этого материала характерно низкое сопротивление ползучести [2–5].

Одним из эффективных методов получения бездефектных заготовок из интерметаллидов является искровое плазменное спекание (SPS)

* Работа выполнена в рамках Программы стратегического развития НГТУ в 2014 году, проект С-37

[6–10]. В сравнении с горячим прессованием и горячей экструзией при искровом плазменном спекании пребывание материала в высокотемпературном состоянии резко сокращается [7, 8, 11]. Благодаря этому удается сохранить исходную мелкозернистую структуру, что способствует повышению комплекса механических свойств спеченного материала [5, 8]. Более подробно особенности процесса SPS были рассмотрены в работе [9]. В отмеченной работе были определены также оптимальные режимы спекания порошка ПН85Ю15 (основная фаза Ni_3Al).

В последние годы возрастает интерес к изучению свойств материалов, получаемых путем совмещения процессов механической активации порошковых смесей и их последующего искрового плазменного спекания [12–17]. Цель данной работы заключается в изучении структуры и механических свойств объемных компактов из интерметаллида Ni_3Al , полученных по различным схемам, основанным на комбинации процессов предварительной механоактивации исходных порошков никеля и алюминия, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и искрового плазменного спекания.

Материалы и методы исследования

В качестве исходных материалов использовали порошки карбонильного никеля марки ПНК-1Л15 (99,85 % Ni) и алюминия марки ПА-4 (98 % Al) со средним размером частиц 10 мкм и 60 мкм соответственно. Порошки были взяты в соотношении, обеспечивающем получение соединения $Ni_{75}Al_{25}$ (ат. %). Предварительную активацию реакционных смесей состава проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением в атмосфере аргона. Центробежное ускорение шаров составляло 40 g. Объем каждого из двух барабанов мельницы составлял 160 см³, диаметр мелющих шаров – 8 мм, масса шаров – 200 г. Масса засыпаемой порошковой смеси была равна 10 г.

Процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза осуществляли в проточном реакторе объемом 6 л. Относительная плотность образцов составляла 0,3...0,4. Перед иницированием СВС реактор с образцом продували аргоном. Во время СВС и до полного остывания продуктов горения в реактор постоянно подавали аргон со скоростью 9,5 л/мин. Иницирование горения осуществляли нхро-

мовой спиралью, нагреваемой электрическим током.

Искровое плазменное спекание образцов проводили на установке Labox-1575. Порошковую смесь засыпали в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 30 мм. Пресс-форму помещали в вакуумную камеру установки. Нагрев порошковой смеси осуществляли со скоростью 100 °С/мин. Давление прессования составляло 40 МПа, температура спекания – 1100 °С, время выдержки – 5 мин. Плотность компактов рассчитывали, определяя их массу и линейные размеры.

Обработку материалов проводили при реализации трех технологических маршрутов.

Маршрут № 1: механоактивация порошковой смеси Ni + 13,29 % (масс.) Al в течение 3 мин с последующим самораспространяющимся высокотемпературным синтезом и искровым плазменным спеканием.

Маршрут № 2: механоактивация порошковой смеси Ni + 13,29 % Al в течение 3 мин с последующим искровым плазменным спеканием.

Маршрут № 3: операции, выполненные по маршруту № 1 с дополнительной двухминутной механоактивацией полученного материала.

Структуру исследуемых материалов изучали с использованием методов оптической микроскопии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m с использованием режимов светлого и темного поля. Электронно-микроскопические исследования выполняли на приборах Carl Zeiss EVO 50 XVP и FEI Tecnaï G2 20 TWIN. Для определения фазового состава исходных порошков и спеченных образцов использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA. Источником рентгеновского излучения являлась медная трубка. Дифракционные картины регистрировали с шагом $\Delta 2\theta$ и временем накопления 10 с на одну точку.

Микротвердость спеченных материалов оценивали на приборе Wolpert Group 402MVD. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,49 Н. Для определения среднего значения твердости на один образец наносили не менее 15 отпечатков.

В качестве основных показателей прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе и растяжении. Образцы прямоугольной формы с размерами 3×4×20 мм для испытаний на трехточечный из-

гип вырезали из спеченных компактов на установке электроэрозионной резки Sodick AG400L. Образцы для испытаний на растяжение имели гантелеобразную форму. Механические испытания на трехточечный изгиб и одноосное растяжение выполняли при комнатной температуре на установке Instron 3369. Скорость перемещения подвижной траверсы составляла 0,5 мм/мин.

Результаты исследований и их обсуждение

Рентгенограмма смеси исходных порошков представлена на рис. 1, *а*. После 3 мин механоактивации (без стадии SPS) на рентгенограмме присутствуют только пики никеля и алюминия (рис. 1, *б*). Увеличение ширины пиков свидетельствует о том, что при механической активации в результате интенсивной пластической деформации происходит измельчение зерна порошков исходных реагентов, создается высокая концентрация неравновесных дефектов, возрастает уровень внутренних напряжений [13–15]. Рентгенофазовый анализ материалов после стадий механоактивации и СВС свидетельствует об образовании монофазного интерметаллида Ni_3Al . Пики никеля и алюминия на рентгенограмме отсутствуют (рис. 1, *в*). Дифрактограмма материала после дополнительной двухминутной механоактивации представлена на рис. 1, *д*. Ее анализ также свидетельствует о присутствии лишь интерметаллида Ni_3Al .

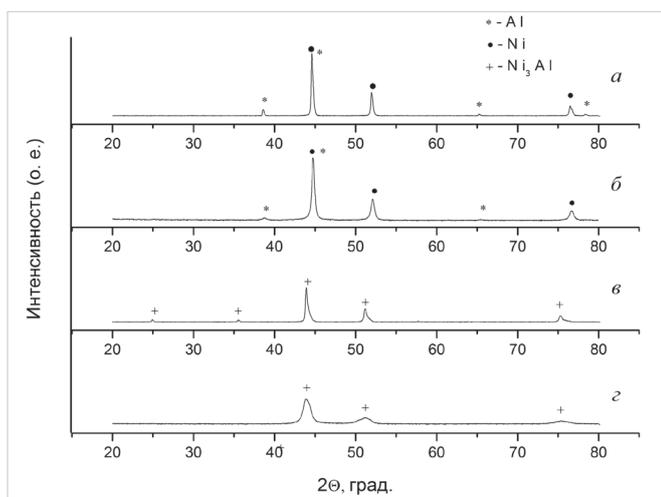


Рис. 1. Рентгенограммы исходной порошковой смеси $Ni + 13,29\% Al$ (*а*); после 3 мин механоактивации (*б*); после механоактивации и СВС (*в*); после механоактивации, СВС и дополнительной механоактивации (*д*)

В образцах, полученных при реализации всех трех технологических маршрутов, зафиксирована только одна фаза – Ni_3Al . На рис. 2 в качестве примера приведена рентгенограмма материала, полученного по маршруту № 1 (механоактивация порошковой смеси $Ni + 13,29$ масс. % Al с последующим СВС и SPS).

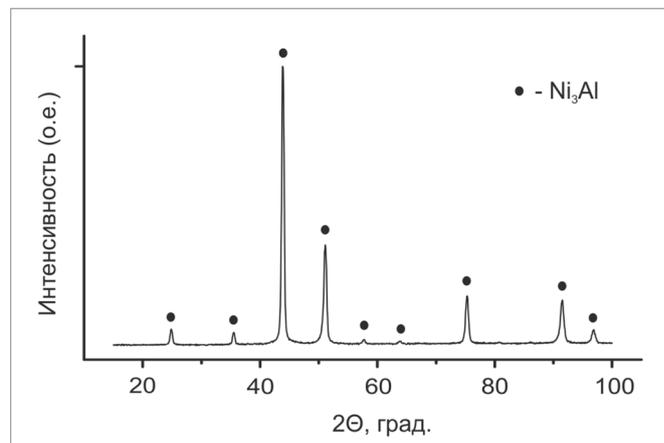


Рис. 2. Рентгенограмма образца, полученного по технологическому маршруту № 1

По данным просвечивающей электронной микроскопии размер зерна материала, полученного по маршруту № 2, составляет 0,1...0,4 мкм (рис. 3). Учитывая, что после трехминутной механоактивации в порошковой смеси присутствовали фазы лишь алюминия и никеля (рис. 1, *б*), можно сделать вывод о том, что при реализации данного маршрута химическое взаимодействие реагентов и образование соединения Ni_3Al произошло в процессе искрового плазменного спекания. Таким образом, по сравнению с маршрутом № 1 была исключена одна технологическая операция – СВС. Самораспространяющаяся

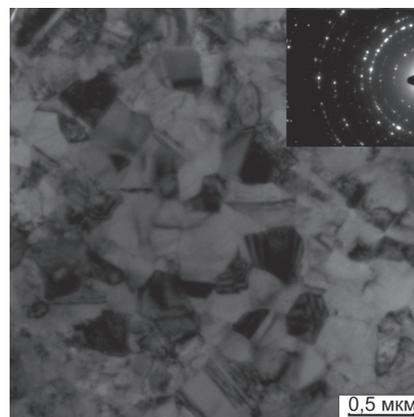


Рис. 3. Тонкая структура интерметаллида Ni_3Al , полученного по маршруту № 2

реакция в этом случае реализована в режиме теплового взрыва [17].

Структура материалов, полученных по всем трем маршрутам, однородна как в продольном, так и в поперечном сечениях. Особенностью спеченных образцов является отсутствие макротрещин. В то же время для всех материалов характерно присутствие небольшого числа дефектов в виде мелких пор. В табл. 1 представлены значения плотности, относительной плотности и микротвердости полученных материалов. Относительная плотность всех образцов составляет 97 %. В качестве теоретической плотности спеченного материала использовали значение, соответствующее соединению Ni_3Al ($7,5 \text{ г/см}^3$) [2].

Экспериментальные данные, характеризующие прочностные свойства образцов, полученных по трем маршрутам, существенно не отличаются. Однако микротвердость спеченных материалов значительно превосходит значения, характерные для массивных интерметаллических образцов, полученных традиционными методами (2900...3600 МПа) [17]. Следует подчеркнуть, что в работе [18] при получении Ni_3Al по технологии SPS из нанопорошков исходных реагентов были зафиксированы аналогичные значения плотности и микротвердости. Однако авторы отмеченной работы предполагали, что микротвердость спеченных образцов увеличивается за счет образования частиц оксида

Таблица 1

Значения плотности, относительной плотности и микротвердости спеченных материалов

Номер технологического маршрута	Плотность спеченного материала, г/см^3	Относительная плотность, %	Микротвердость, МПа
№ 1	7,27	96,9	6100
№ 2	7,29	97,2	6100
№ 3	7,28	97,1	6300

алюминия в процессе спекания. В данной работе методами рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии в исследуемых материалах фаза Al_2O_3 не обнаружена.

Механические свойства материалов, полученных при реализации трех технологических маршрутов, представлены в табл. 2. Анализ ре-

тературными данными показывает, что уровень предела прочности этого материала почти в два раза превосходит предел прочности аналогичного по составу литого материала (190...215 МПа) [19, 20].

Характер разрушения всех спеченных образцов одинаков. Типичный вид излома представлен на рис. 4. Особенности данной фактограммы свидетельствуют о хрупком разрушении полученных материалов.

Таблица 2

Механические свойства интерметаллида Ni_3Al , полученного по различным технологическим маршрутам

Номер технологического маршрута	Предел прочности при изгибе, МПа	Предел прочности при растяжении, МПа
№ 1	800	265
№ 2	785	398
№ 3	788	205

зультатов свидетельствует о том, что значения предела прочности при изгибе спеченных образцов существенно не отличаются и составляют ~ 800 МПа. При проведении испытаний на растяжение максимальное значение предела прочности (~ 400 МПа) наблюдается в образцах, полученных по маршруту № 2. Сравнение с ли-

тературными данными показывает, что уровень предела прочности этого материала почти в два раза превосходит предел прочности аналогичного по составу литого материала (190...215 МПа) [19, 20].

Выводы

В результате использования трех технологических маршрутов, основанных на комбинации процессов предварительной механоактивации исходных порошков никеля и алюминия, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и искрового плазменного спекания получены заготовки со структурой интерметаллида Ni_3Al . Спеченные материалы обладают относительной плотностью 97 % и повышенными значениями механических свойств по сравнению с аналогичными материалами, полученными традицион-

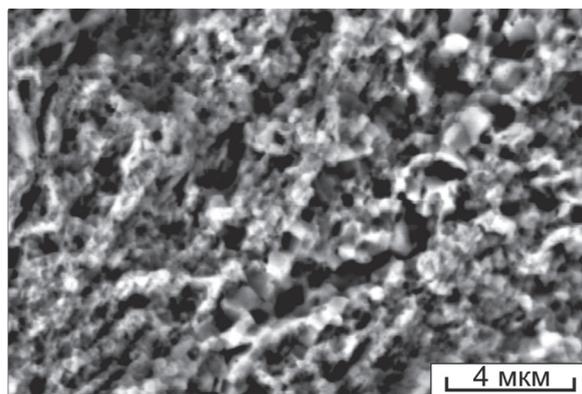
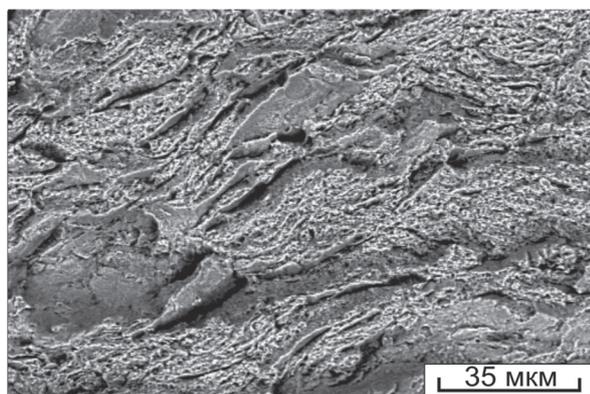


Рис. 4. Фрактограммы образцов, полученных по технологическому маршруту № 2, после испытания на растяжение

ными методами литья и порошковой металлургии. Наиболее высокие характеристики предела прочности при растяжении (~ 400 МПа) зафиксированы на образцах, полученных по маршруту № 2 (предварительная кратковременная механическая активация исходной порошковой смеси реагентов и последующее SPS спекание). Этот технологический процесс является наиболее рациональным. При его реализации стадия химического взаимодействия реагентов совмещается с процессом спекания.

Список литературы

1. Taub A.I., Fleischer R.L. Intermetallic Compounds for High Temperature Structural Use // Science. – 1989. – Vol. 243, № 4891. – P. 616–621.
2. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // Intermetallics. – 1996. – Vol. 4, № 5. – P. 357–375.
3. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni_3Al и $TiAl$: микроструктура, деформационное поведение. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 359 с.
4. Toshio M., Toshiyuki H. Effects of unidirectional solidification conditions on the microstructure and tensile properties of Ni_3Al // Intermetallics. – 1995. – Vol. 3, iss. 1. – P. 23–33.
5. Овчаренко В.Е., Перевалова О.Б. Эволюция зеренной структуры при экструзии интерметаллического соединения Ni_3Al в процессе высокотемпературного синтеза под давлением. II. Экспериментальные данные // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 4. – С. 78–82.
6. Tokita M. Trends in Advanced SPS (Spark Plasma Sintering) Systems and Technology // Journal of the Society of Powder Technology Japan. – 1993. – Vol. 30, – № 11. – P. 790–804.
7. Groza J.R., Zavaliangos A. Nanostructures bulk solids by field activated sintering // Reviews on Advanced Materials Science. – 2003. – Vol. 5, iss. 1. – P. 24–33.
8. Spark Plasma Sintering of Metals and Metal Matrix Nanocomposites: A Review / N. Saheb, Z. Iqbal, A. Khalil, A. Hakeem, N. Aqeeli, T. Laoui, A. Al-Qtub, R. Kirchner // Journal of Nanomaterials. – 2012. – Vol. 2012. – P. 1–13.
9. Влияние температуры нагрева на структуру и механические свойства материала, полученного искровым плазменным спеканием порошка ПН85Ю15 / Л.И. Шевцова, И.А. Батаев, В.И. Мали, А.Г. Анисимов, Д.В. Лазуренко, Т.С. Самейшева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4 (61). – С. 35–42.
10. Structure and properties of composite materials “aluminum-nickel aluminide” produced by the SPS method / L.I. Shevtsova, V.I. Mali, A.A. Bataev, I.A. Bataev, D.S. Terent’ev, V.S. Lozhkin // The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013). – Mongolia, Ulaanbaatar, 2013. – Vol. 1. – P. 187–189.
11. Microstructure and mechanical properties of Ni_3Al fabricated by thermal explosion and hot extrusion / L.Y. Sheng, W. Zhang, J.T. Guo, Z.S. Wang, V.E. Ovcharenko, L.Z. Zhou, H.Q. Ye // Intermetallics. – 2009. – Vol. 17, № 7. – P. 572–577.
12. Корчагин М.А., Дудина Д.В. Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механической активации для получения нанокомпозитов // Физика горения и взрыва. – 2007. – Т. 43, № 2. – С. 58–71.
13. Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах I. Влияние продолжительности механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения / М.А. Корчагин, Т.Ф. Григорьева, Б.Б. Бохонов, М.Р. Шарафутдинов, А.П. Баринова, Н.З. Ляхов // Физика горения и взрыва. – 2003. – Т. 39, № 1. – С. 51–59.
14. Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах II. Влияние режимов механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения / М.А. Корчагин,

- Т.Ф. Григорьева, Б.Б. Бохонов, М.Р. Шарафутдинов, А.П. Баринова, Н.З. Ляхов // *Физика горения и взрыва*. – 2003. – Т. 39, № 1. – С. 60–68.
15. *Filimonov V.Yu., Korchagin M.A., Lyakhov N.Z.* Kinetics of mechanically activated high temperature synthesis of Ni₃Al in the thermal explosion mode // *Intermetallics*. – 2011. – Vol. 19, iss. 7. – P. 833–840.
16. *Рогачев А.С., Мукасян А.С.* Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетическую. – М.: Физматлит, 2012. – 400 с.
17. *Shee S.K., Pradhan S.K., De M.* Effect of alloying on the microstructure and mechanical properties of Ni₃Al // *Journal of Alloys and Compounds*. – 1998. – Vol. 265, № 1-2. – P. 249–256.
18. Spark Plasma Sintering of nanoscale (Ni+Al) powder mixture / J.S. Kim, H.S. Choi, D. Dudina, J.K. Lee, Y.S. Kwon // *Solid State Phenomena*. – 2007. – Vol. 119. – P. 35–38.
19. *Колачёв Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.
20. *Morsi K.* Review: reaction synthesis processing of Ni-Al intermetallic materials // *Materials Science and Engineering A*. – 2001. – Vol. 299, № 1-2. – P. 1–15.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 21–27

Structure and mechanical properties of Ni₃Al intermetallic, fabricated by spark plasma sintering of mechanically activated «Ni - Al» powder mixtures

Shevtsova L.I., Post-graduate Student

Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

Abstract

The structure and mechanical properties of Ni₃Al intermetallic are studied. The materials are fabricated according to different schemes, which combined mechanical activation of Ni and Al powders, self-propagating high temperature synthesis (SHS) and spark plasma sintering (SPS). It is found that Ni₃Al intermetallics, fabricated by SPS using three different routes, have relative density of about 97 % and high values of mechanical properties compared to similar materials, obtained by conventional methods. Microhardness of the sintered samples range from 6100 to 6300 MPa. The value of flexural strength of all sintered samples is equal to 800 MPa. Spark plasma sintering of 86.71 % wt. Ni and 13.29 % wt. Al powders at 1100 °C leads to the formation of the material with the highest level of tensile strength equal to 400 MPa. This process was the most fast and efficient. It combines the chemical interaction of reagents with the sintering process.

Keywords:

intermetallic, nickel aluminide, spark plasma sintering, mechanical activation.

References

1. Taub A.I., Fleischer R.L. *Intermetallic Compounds for High Temperature Structural Use*. Science, 1989, vol. 243, no. 4891, pp. 616–621.
2. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, 1996, vol. 4, no. 5, pp. 357–375. doi: 10.1016/0966-9795(95)00056-9
3. Grinberg B.A., Ivanov M.A. *Intermetallidy Ni₃Al i TiAl: mikrostruktura, deformatsionnoe povedenie* [Intermetallic Ni₃Al and TiAl: microstructure, deformation behavior]. Yekaterinburg, Russian Academy of Sciences (Ural Branch), 2002. 360 p.
4. Toshio Mawari, Toshiyuki Hirano. Effects of unidirectional solidification conditions on the microstructure and tensile properties of Ni₃Al. *Intermetallics*, 1995, vol. 3, iss. 1, pp. 23–33. doi: 10.1016/0966-9795(94)P3683-F
5. Ovcharenko V.E., Perevalova O.B. Evolyutsiya zerennoi struktury pri ekstruzii intermetallicheskogo soedineniya Ni₃Al v protsesse vysokotemperaturnogo sinteza pod davleniem. II. Eksperimental'nye dannye [The evolution of grain structure during extrusion Ni₃Al intermetallic compound during high-pressure synthesis. II. Experimental data]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov – Inorganic Materials: Applied Research*, 2007, no. 4, pp. 78–82.

6. Tokita M. Trends in Advanced SPS (Spark Plasma Sintering) Systems and Technology. *Journal of the Society of Powder Technology Japan*, 1993, vol. 30, no. 11, pp. 790-804.
7. Groza J.R., Zavaliangos A. Nanostructures bulk solids by field activated sintering. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2003, vol. 5, iss. 1, pp. 24-33.
8. Saheb N., Iqbal Z., Khalil A., Hakeem A., Aqeeli N., Laoui T., Al-Qutub A., R. Kirchner. Spark Plasma Sintering of Metals and Metal Matrix Nanocomposites: A Review. *Journal of Nanomaterials*, 2012, vol. 2012, pp. 1-13. doi:10.1155/2012/983470
9. Shevtsova L.I., Bataev I.A., Mali V.I., Anisimov A.G., Lazurenko D.V., Sameyshcheva T.S. Vliyanie temperatury nagreva na strukturu i mekhanicheskie svoystva materiala, poluchennogo iskrovym plazmennym spekaniem poroshka PN85U15 [Influence of heat temperature on the structure and mechanical properties of the material fabricated by spark plasma sintering of the PN85U15 powder]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2013, no. 4 (61), pp. 35-42.
10. Shevtsova L.I., Mali V.I., Bataev A.A., Bataev I.A., Terent'ev D.S., Lozhkin V.S. Structure and properties of composite materials “aluminum-nickel aluminide” produced by the SPS method. The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013). Mongolia, Ulaanbaatar, 2013, vol. 1, pp. 187-189.
11. Sheng L.Y., Zhang W., J Guo.T., Wang Z.S., Ovcharenko V.E., Zhou L.Z., Ye H.Q. Microstructure and mechanical properties of Ni₃Al fabricated by thermal explosion and hot extrusion. *Intermetallics*, 2009, vol. 17, no. 7, pp. 572-577. doi: 10.1016/j.intermet.2009.01.004
12. Korchagin M.A., Dudina D.V. Ispol'zovanie samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza i mekhanicheskoi aktivatsii dlya polucheniya nanokompozitov [Application of self-propagating high-temperature synthesis and mechanical activation for obtaining nanocomposites]. *Fizika gorennya i vzryva – Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2007, vol. 43, no. 2, pp. 58-71 (in Russian).
13. Korchagin M.A., Grigor'eva T.F., Bokhonov B.B., Sharafutdinov M.R., Barinova A.P., Lyakhov N.Z. Tverdogaznyi rezhim gorennya v mekhanicheski aktivirovannykh SVS-sistemakh I. Vliyanie prodolzhitel'nosti mekhanicheskoi aktivatsii na kharakteristiki protsessa i sostav produktov gorennya [Solid-State Combustion in Mechanically Activated SHS Systems. I. Effect of Activation Time on Process Parameters and Combustion Product Composition]. *Fizika gorennya i vzryva – Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2003, vol. 39, no. 1, pp. 43-50 (in Russian).
14. Korchagin M.A., Grigor'eva T.F., Bokhonov B.B., Sharafutdinov M.R., Barinova A.P., Lyakhov N.Z. Tverdogaznyi rezhim gorennya v mekhanicheski aktivirovannykh SVS-sistemakh II. Vliyanie rezhimov mekhanicheskoi aktivatsii na kharakteristiki protsessa i sostav produktov gorennya [Solid-State Combustion in Mechanically Activated SHS Systems. II. Effect of Mechanical Activation Conditions on Process Parameters and Combustion Product Composition]. *Fizika gorennya i vzryva – Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2003, vol. 39, no 1, pp. 60-68 (in Russian).
15. Filimonov V.Yu., Korchagin M.A., Lyakhov N.Z. Kinetics of mechanically activated high temperature synthesis of Ni₃Al in the thermal explosion mode. *Intermetallics*, 2011, vol. 19, iss. 7, pp. 833-840. doi: 10.1016/j.intermet.2010.11.028
16. Rogachev A.S., Mukasyan A.S. *Gorenie dlya sinteza materialov: vvedenie v strukturnuyu makrokinetiku* [Combustion for synthesis of materials: introduction to the structural macrokinetics]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2012. 400 p. ISBN: 978-5-9221-1441-7.
17. Shee S.K., Pradhan S.K., De M. Effect of alloying on the microstructure and mechanical properties of Ni₃Al. *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, vol. 265, no. 1-2, pp. 249-256.
18. Kim J.S., Choi H.S., Dudina D., Lee J.K., Kwon Y.S. Spark Plasma Sintering of nanoscale (Ni+Al) powder mixture. *Solid State Phenomena*, 2007, vol. 119, pp. 35-38. doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.119.35
19. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1999. 416 p. ISBN: 5-87623-027-8.
20. Morsi K. Review: reaction synthesis processing of Ni-Al intermetallic materials. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 299, no. 1-2, pp. 1-15. doi: 10.1016/S0921-5093(00)01407-6

Funding

This work performed under the Strategic Development Program NSTU in 2014 (project No. C-37).

Received 12 May 2014

Revised 24 June 2014

Accepted 26 June 2014