МЕТАЛЛЫ, №6 · 2023
с. 65—70 **DOI:** 10.31857/S0869573323060083, **EDN:** ekmsxy

УДК 536.74: 624.762-2

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ 2Ni-Al-Mn

©2023 г. **М.Л. Бусурина, О.Д. Боярченко, К.В. Захаров, Д.Е. Андреев, Ю.Г. Морозов, А.Е. Сычев**

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка, МО
E-mail: busurina@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 22 марта 2023 г.
После доработки 30 мая 2023 г. принята к публикации 11 июля 2023 г.

Впервые комбинированным методом СВС (самораспространяющийся высокотемпературный синтез) и центробежного литья получен интерметаллидный сплав на основе системы 2Ni-Mn-Al. По данным рентгенофазового анализа основная фаза продукта СВС — твердый раствор алюминида никеля $(Ni,Mn)_3Al$ с частичным замещением никеля марганцем. Исследование микроструктуры показало, что содержание алюминия по границам основной фазы ($(Ni,Mn)_3Al$) пониженное. Среднее значение микротвердости синтезированного сплава составило 8500±45 МПа, а максимальное значение микротвердости — 11500 МПа. Сплав обладает мягкими магнитными свойствами. Максимальная намагниченность в поле 796 кА/м (10 кЭ) J_s = 1,1 А·м^2/кг (эме/г) при коэрцитивной силе H_c = 14,3 кА/м (179,7 Э).

Ключевые слова: СВС-металлургия; сплавы системы Ni-Mn-Al; намагниченность; микроструктура; твердый раствор.

Для решения задачи повышения ресурса деталей и конструкционных элементов при максимально высоких температурах и нагрузках ведутся постоянные работы с целью получения новых материалов. Перспективные материалы для длительной эксплуатации при высоких рабочих температурах, достигающих 1150—1300 °С, получены комбинацией физико-механических свойств интерметаллидных соединений на основе системы Ni-Al [1—5]. Создание таких конструкционных материалов с улучшенными характеристиками может быть достигнуто при помощи легирования двойной системы Ni-Al рядом металлов (Ti, Mo, Co, Cr, Re, Ru) [3, 5]. Так, в работе [3] показано, что в условиях направленной кристаллизации на образцах сплавов, состав которых находится в двухфазной области γ′+β системы Ni_3Al-NiAl, легированной кобальтом и хромом, формируется структура в виде ориентированных вдоль направления кристаллизации дендритов. Это позволило повысить как кратковременную, так и длительную прочность исследуемых сплавов. Алюминиды никеля обладают высоким сопротивлением к окислению по сравнению с другими высокотемпературными сплавами и материалами, используемыми для нанесения защитных покрытий [6], аномальной зависимостью предела текучести от температуры нагрева. Интерметаллид Ni_3Al содержит примерно 73—77 ат.% Ni и имеет кубическую кристаллическую структуру $L1_2$, которая химически и структурно стабильна.

Исследование свойств соединений на основе тройных интерметаллидных систем расширяет возможности применения этих интерметаллидов не только как конструкционных сплавов, но и как функциональных материалов для применения в электронике и электротехнике. Интерметаллидные соединения с общей формулой X_2YZ, где X, Y — металлы переходной группы, а Z — элементы III и IV групп Периодической системы, относятся к сплавам Гейслера, которые обладают эффектом сверхупругости и памяти формы, проявляют магнитооптические и магнитокалорические свойства, а также способны изменять свойства под воздействием магнитного поля [7, 8]. Сплав Гейслера на основе системы Ni-Mn-Al имеет полностью упорядоченную сверхструктуру типа $L2_1$ с

объемно-центрированной кубической решеткой или частично упорядоченную структуру B2 [9].

Фазообразование в тройной интерметаллидной системе Ni-Mn-Al в значительной степени определяется взаимной растворимостью элементов, а также их коэффициентами диффузии. Сплавы Гейслера на основе Ni-Mn-Al, обладающие структурным переходом, сопровождающимся изменением магнитных свойств, являются объектом интенсивных фундаментальных и прикладных исследований, о чем можно судить по большому числу публикаций, посвященных исследованию данных материалов [7—12]. Марганец является единственным медленно диффундирующим элементом ($D = 6 \cdot 10^{-19}$ м^2·с$^{-1}$ при 400 °С [13]), который обладает значительной растворимостью в алюминии (порядка 0,5—0,7 ат.%, или 1—1,4 мас.%), она почти в два раза больше, чем у металлов переходной группы. По сравнению с медью, магнием и алюминием коэффициенты диффузии переходных металлов в алюминии при 400 °С на несколько порядков меньше. Для примера приведем измеренные коэффициенты диффузии D переходных металлов при 400 °С, м^2·с$^{-1}$: Al — $3{,}25 \cdot 10^{-15}$ [14]; Mn — $6{,}24 \cdot 10^{-19}$ [15]; Ni — $2{,}05 \cdot 10^{-15}$ [16]. Сплавы системы Al-Mn ввиду малой скорости диффузии марганца в алюминии склонны к образованию аномально пересыщенных твердых растворов и дисперсионному упрочнению [17].

При изучении объемной диффузии среди 3d-переходных металлов были отмечены аномалии диффузии в алюминии, проявления которых изменяются от наиболее сильных (Cr, Mn, Fe) до ослабленных (Co, Ni и Cu). Непрерывные ряды твердых растворов образуются между NiAl и некоторыми изоморфными моноалюминидами MeAl, где Me — Co, Fe, Ru, Cu. Атомы Fe, Co, Ru, Cu замещают преимущественно атомы никеля в β-NiAl, а атомы Mn могут замещать атомы как Al, так и Ni [18].

В сплавах на основе системы Ni-Mn-Al обнаружены также магнитные превращения, которые в зависимости от химического состава и термической обработки представляют собой переход из антиферромагнитного состояния в парамагнитное, смешанное антиферромагнитное и ферромагнитное или в нескомпенсированное антиферромагнитное [10, 19]. Для сплава Ni_2MnAl характерно наличие температуры упорядочения, при котором структура B2 переходит в структуру $L2_1$. Температура Кюри T_C сплава Ni_2MnAl находится в районе 373 К [20]. Фаза Ni_2MnAl принадлежит к пространственной группе $Fm\bar{3}m$ (225) и имеет кубическую структуру [7]. В системе сплавов Ni-Al-Mn наблюдаются три термодинамически стабильных фазы [21, 22].

В настоящей работе для получения тройных сплавов на основе 2Ni-Al-Mn применен самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Метод СВС в отличие от других способов создания сплавов на основе алюминида никеля [23] позволяет синтезировать высокотемпературные сплавы без использования специализированных печей, что уменьшает общее энергопотребление процесса за счет расхода энергии химической реакции [24]. Ранее в работе [25] методом СВС с предварительным механоактивированием смеси из исходных порошков никеля, алюминия и марганца получены сплавы с разным содержанием марганца, содержащие твердый раствор (Ni,Mn)Al. В случае, когда один или несколько реагентов и продуктов СВС-реакции находятся в расплавленном (жидкофазном) состоянии, центробежное воздействие оказывает существенное влияние на скорость горения, химический и фазовый составы, макро- и микроструктуру продуктов. Этот феномен достаточно подробно изучен [26]. Для реализации жидкофазного СВС-процесса используются высокоэкзотермические смеси оксидов металлов, металлов-восстановителей и неметаллов [27, 28]. В работе [29] СВС осуществлен в поле центробежных сил (при перегрузке 100g) для системы (NiO + MnO_2 + α-Al), предназначенной для получения алюмонасыщенных интерметаллидов с химической формулой $MeAl_3$ — прекурсоров катализаторов.

Цель данной работы — получение сплава состава 2Ni-Al-Mn методом СВС из реакционной смеси оксидов NiO, MnO_2 и алюминия для возможного получения сплава Гейслера Ni_2MnAl и последующего изучения его структуры и магнитных свойств.

Материалы и методики экспериментов. В СВС-экспериментах была использована смесь следующих порошков оксидов металлов: NiO (d<40 мкм, чистота 99,0%), MnO_2 (d<100 мкм, чистота 99,7%) и Al (d<50 мкм, чистота 99,7%). Синтез проводился в квар-

цевом стаканчике (h = 100 мм, d = 30 мм) при перегрузке 500g. Расчет компонентов смеси осуществлялся для следующего уравнения реакции:

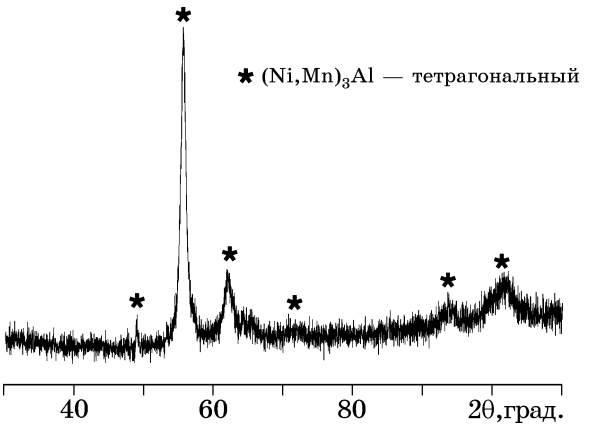
$$6NiO+3MnO_2+11Al \rightarrow 3Ni_2AlMn+4Al_2O_3.$$

Проведенный термодинамический анализ показал, что адиабатическая температура горения в данной системе составляет 2474 °С, а энтальпия образования H = −1027 Дж/К.

Вследствие низкой конверсии в целевой продукт (Ni_2AlMn) марганца из его оксида в сравнении с никелем был заложен 10%-ный избыток по массе от стехиометрии. Таким образом, соотношение компонентов в составе экзотермической смеси было следующим, мас.%: NiO 43,47; MnO_2 27,78 и Al 28,75. Оксиды никеля и марганца предварительно перемешивали в керамической ступке, далее помещали в барабанный смеситель с алюминием и перемешивали 15 мин. Реакционную смесь в количестве 44 г засыпали в кварцевую форму и после уплотнения на вибростоле помещали в центробежную установку [28]. Инициирование СВС-реакции осуществлялось с помощью вольфрамовой спирали при пропускании электрического тока. После синтеза, фазоразделения на оксидный и металлический слои и последующего остывания продукты извлекали из формы для изучения. Их анализ проводился только на металлическом слое образца.

Анализ фазового состава продуктов СВС выполняли на дифрактометре ДРОН-3М в CuK_α-излучении. Исследование микроструктуры синтезированных сплавов осуществляли на микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55 с системой микроанализа INCA Energy 350 XT Oxford Instruments. Измерения магнитных характеристик проводили на вибрационном магнетометре EG&G PARC M4500 в магнитных полях до 796 кА/м. Микротвердость $HV_{0,1}$ измеряли на приборе ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 3450—76 при нагрузке 1Н (100 гс) и длительности выдержки 10 с.

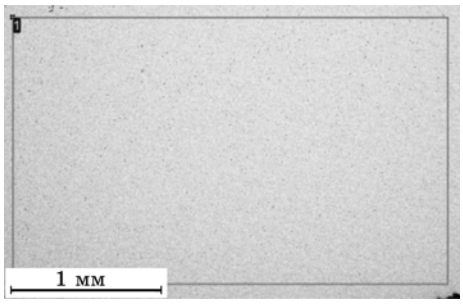
Анализ результатов и их обсуждение. Рентгенофазовый анализ (РФА) показал (фиг. 1), что синтезированный сплав представляет собой однофазный продукт на основе твердого раствора марганца в алюминиде никеля $(Ni,Mn)_3Al$ с тетрагональной решеткой [PDF-71-883].



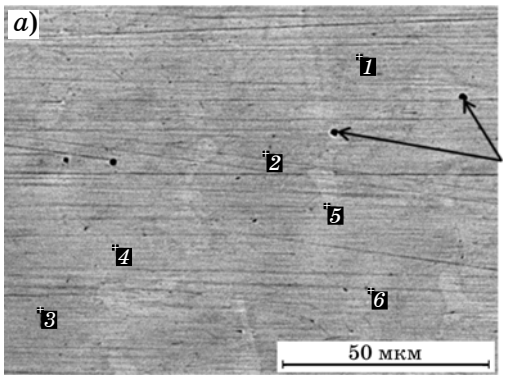
Фиг. 1. Дифрактограмма образца синтезированного сплава 2Ni-Al-Mn

Микроструктура синтезированного сплава приведена на фиг. 2. По данным энергодисперсионного анализа, выполненного на площади 2×3 мм^2, сплав имеет следующий химический состав, ат.%: Al 20,31; Mn 17,54; Ni 62,15. Состав достаточно точно соответствует составу фазы на основе твердого раствора β′-(Mn_xNiAl_{1-x}). Эти результаты совпадают с данными РФА, который показал, что синтезированный сплав является однофазным. Кроме основной фазы выявлено присутствие незначительного количества включений оксида алюминия Al_2O_3 размером до 5 мкм.

Исследование микроструктуры при высоком разрешении и проведенное картирование (фиг. 3) показали неравномерное распределение компонентов (Ni, Al и Mn). Согласно данным энергодисперсионного анализа содержание никеля в разных точках (см. фиг. 3, *а*, точки *1—6*) практически постоянно и составляет 62,2 ат.%. Содержание алюминия и марганца незначительно меняется в пределах 17,3—24,1 и 15,4—20,3 ат.% соответственно. Повышенная концентрация алюминия наблюдается в основном в глобу-

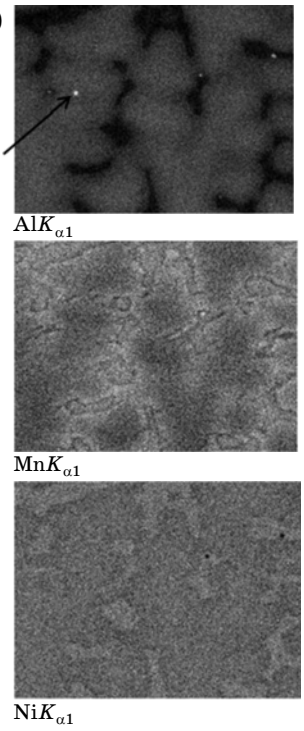


Фиг. 2. Характерная микроструктура синтезированного сплава 2Ni-Al-Mn



б)

Спектр	Al	Mn	Ni
1	22,48	15,41	62,11
2	22,03	15,77	62,20
3	24,08	13,83	62,09
4	21,29	16,54	62,17
5	17,32	20,30	62,38
6	19,99	17,76	62,25

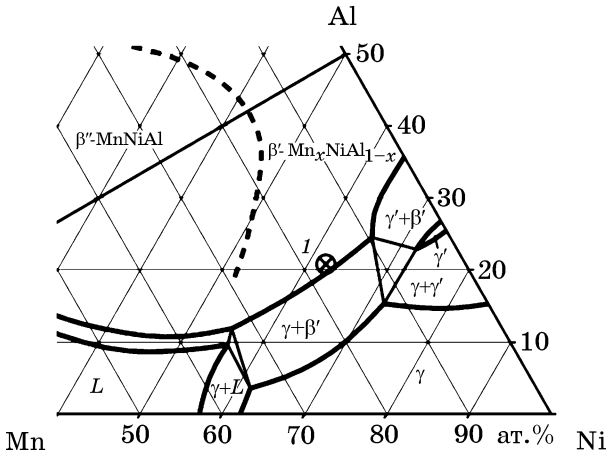


Фиг. 3. Фотография микроструктуры (*а*), данные энерго-дисперсионного анализа и распределение элементов, ат.% (*б*, *в*)

лярных областях размером до 30 мкм. По границам основной фазы $(Ni,Mn)_3Al$ выявлены участки, обедненные алюминием.

На фиг. 4 представлен фрагмент изотермического сечения системы Ni-Al-Mn (t = 1100 °C [30]), на котором показана точка *1*, соответствующая составу синтезированного сплава, а именно области существования твердого раствора β′-(Mn_xNiAl_{1-x}), причем точка находится близко к границе раздела фаз β′-Mn_xNiAl_{1-x}/(γ+β′).

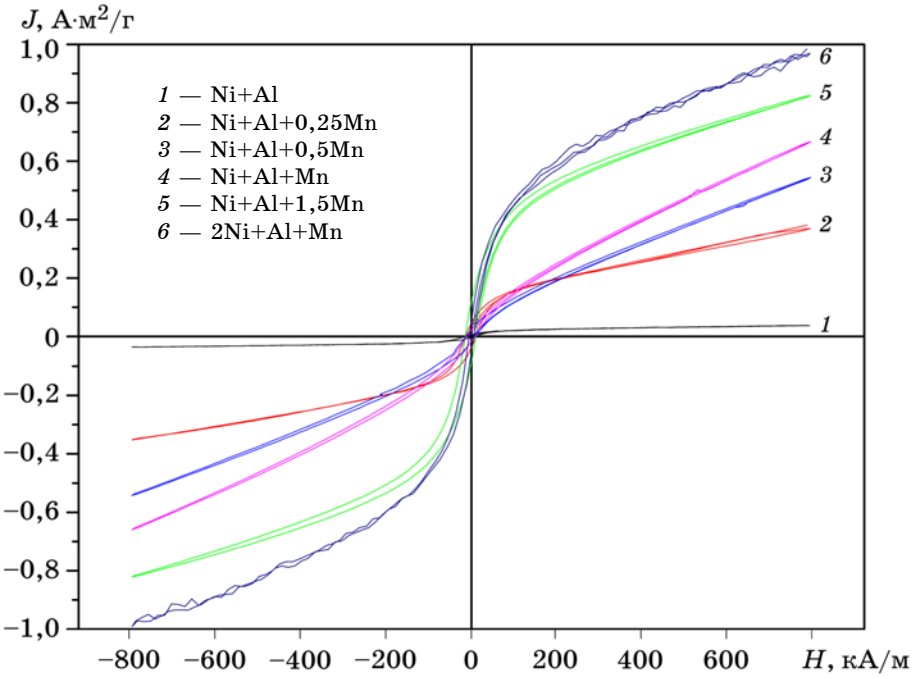
Синтезированный образец представляет собой плотный беспористый продукт. Измерение микротвердости дало среднее значение $HV_{0,1}$ = 8500±45 МПа. Полученное максимальное значение $HV_{0,1}$ = 11500 МПа выше микротвердости чистого алюминида никеля Ni_3Al (7000 МПа).



Фиг. 4. Фрагмент изотермического сечения системы Ni-Al-Mn (t = 1100 °C [30])

На фиг. 5 графики зависимости удельной намагниченности J от величины магнитного поля H, измеренные при комнатной температуре, относятся к синтезированным образцам Ni-Al-Mn разного состава. Кривые *1—5* по данным работы [25] приведены для сравнения с кривой *6* изменения намагниченности от магнитного поля для порошка марганца, использованного в данной работе. Видно, что исследуемый состав 2Ni+Al+Mn при комнатной температуре показывает гистерезисную кривую намагничивания, обычно наблюдаемую в магнитомягких ферромагнитных материалах.

Коэрцитивная сила H_c синтезированного сплава 2Ni-Al-Mn равна 14,3 кА/м. Результаты показывают полную воспроизводимость кривой гистерезиса $B—H$ при многочисленных повторах. Увеличение коэрцитивной силы может быть связано с уменьшением размеров зерен. Коэрцитивная сила увеличивается до тех пор пока не будет достигнут критический диаметр размера зерна, который действует как единая область. Дальнейшее



Фиг. 5. Измеренные при комнатной температуре кривые удельной намагниченности для разных составов Ni-Al-Mn: *1—5* — данные работы [25]; *6* — данные авторов настоящей работы

увеличение содержания Mn (x>0,5) приводит к уменьшению коэрцитивной силы и росту намагниченности насыщения J_s, что может быть следствием огрубления структуры вдоль границ зерен.

Выводы. 1. Впервые комбинированным методом СВС (самораспространяющийся высокотемпературный синтез) и центробежного литья получен однофазный интерметаллидный сплав на основе системы 2Ni-Mn-Al.

2. Рентгенофазовый анализ синтезированного материала показал, что формирования фазы Гейслера не произошло, а основной фазой продукта является раствор алюминида никеля $(Ni,Mn)_3Al$. При исследовании микроструктуры и проведении энергодисперсионного анализа выявлено обеднение алюминием по границам основной фазы.

3. Среднее значение микротвердости синтезированного сплава составило 8500±45 МПа. Максимальное значение микротвердости достигало 11500 МПа.

4. Полученный сплав обладает мягкими магнитными свойствами, максимальная намагниченность в поле 796 кА/м (10 кЭ) составила 1,1 А·м²/кг (эме/г) при коэрцитивной силе 14,3 кА/м, демонстрируя полную воспроизводимость кривой гистерезиса B—H при многочисленных повторах.

5. Синтезированные литейные сплавы могут найти потенциальное применение в качестве жаропрочных материалов, лигатур, наполнителей, а также в качестве магнитомягких материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Базылева, О.А.* Тенденции развития интерметаллидных сплавов на основе никеля / О.А. Базылева, О.Г. Оспенникова, Э.Г. Аргинбаева, Е.Ю. Летникова, А.В. Шестаков // Авиац. матер. и технол. 2017. №5. С.104—115. DOI : 10.18577/2071-9140-2017-0-S-104-115.
2. *Bochenek, K.* Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications / K. Bochenek, M. Basista // Progr. Aerosp. Sci. 2015. V.79 №1—2. P.1—11. DOI : 10.1016/j.paerosci.2015.09.003.
3. *Бондаренко, Ю.А.* Исследования по созданию новой высокотемпературной жаростойкой матрицы на основе интерметаллидов NiAl-Ni_3Al / Ю.А. Бондаренко, О.А. Базылева, А.И. Раевских, А.Р. Нарский // Науч.-техн. журн. и тр. «ВИАМ». 2018. Т.11. С.3—11. dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2018-0-11-3-11.
4. *Zhou, Q.* Fabrication and characterization of the Ni-Al energetic structural material with high energy density and mechanical properties / Zhou Q., Hu Q.W., Wang B., Zhou B.B., Chen P.W., Liu R. // J. Alloys Compd. 2020. V.832. Art.154894. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154894
5. *Awotunde, M.A.* NiAl intermetallic composites : a review of processing methods, reinforcements and mechanical properties / M.A. Awotunde, O.O. Ayodele, A.O. Adegbenjo, A.M. Okoro, M.B. Shongwe, P.A. Olubambi // Intern. J. Advanc. Manuf. Technol. 2019. V.104. P.1733—1747. doi.org/10.1007/s00170-019-03984-9.
6. *Wu, D.* Corrosion behavior of Ni and nickel aluminide coatings exposed in a biomass fired power plant for

two years / Wu D., K. Dahl, T. Christiansen, M. Montgomery, J. Hald // Surf. Coat. Technol. 2019.
7. *Graf, T.* Simple rules for the understanding of Heusler compounds / T. Graf, C. Felser, S. Parkin // Progress in Solid State Chemistry. 2011. V.39. P.1—50. https://doi.org/10.1016/j.progsolidstchem.2011.02.001.
8. *Белослудцева, Е.С.* Микроструктура и свойства сплавов с эффектами памяти формы на основе интерметаллида Ni-Mn, легированных Ti, Al, Ga и Fe / Е.С. Белослудцева, А.В. Пушин, А.Э. Свирид, В.Г. Пушин, Т.П. Толмачев // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Машиностроение. Материаловедение. 2019. Т.2. №3. С.33—41.
9. *Sutou, Y.* Ordering and martensitic transformations of Ni_2AlMn Heusler alloys / Sutou Y., Ohmuna I., Kainuma R., Ishida K. // Metal. Mater. Trans. A. 1998. V.29. P.2225—2227. https://doi.org/10.1007/s11661-998-0047-8.
10. *Gejima, F.* Magnetic transformation of Ni_2AlMn Heusler-type shape memory alloys / F. Gejima, Y. Sutou, R. Kainuma, K. Ishida // Metal. Mater. Trans. A. 1999. V.30. P.2721—2723. https://doi.org/10.1007/s11661-999-0312-5.
11. *Lyange, M.V.* Structural and magnetic properties of Ni-Mn-Al Heusler alloys : a review / M.V. Lyange, E. Barmina, V. Khovaylo // Mater. Sci. Found. Online : 2015-03-23. V.81—82. P.232—242. https://www.scientific.net/MSFo.81-82.232.
12. *Soegijono, B.* Structure and magnetic properties of Ni-Al and Ni-Mn-Al compound produced by arc melting / B. Soegijono, H. Notonegoro, J. Setiawan // U.P.B. Sci. Bull. Ser. B. 2018. V.80. №4. P.259—266.
13. *Knipling, K.E.* Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys : a review / K.E. Knipling,D.C. Dunand,D.N. Seidman // Z. Metallkd. 2006. V.97. №3. P.246—265. DOI : 10.3139/146.101249.
14. *Dais, S.* Nuclear-magnetic-resonance study of self-diffusion in aluminium / S. Dais, R. Messer, A. Seeger // Mater. Sci. Forum. 1987. V.15—18. January. P.419—424. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.15-18.419
15. *Rummel, G.* Diffusion of implanted 3*d*-transition elements in aluminum. Pt.I. : Temperature dependence / G. Rummel, T. Zumkley, M. Eggersmann, K. Freitag, H. Mehrer // Z. Metallkd. 1995. V.86. P.122—130.
16. *Erdelyi, G.* Determination of diffusion coefficient of Zn, Co and Ni in aluminium by a resistometric method / G. Erdelyi, D.L. Beke, F.J. Kedves, I. Godeny // Phil. Mag. 1978. V.38. P.445—462. doi.org/10.1080/13642817808246394.
17. *Kainuma, R.* Phase equilibria and stability of the B2 phase in the Ni-Mn-Al and Co-Mn-Al systems / R. Kainuma, M. Ise, K. Ishikawa, I. Ohnuma, K. Ishida // J. Alloys Comp. 1998. V.269. P.173—180. https://doi.org/10.1016/S0925-8388(98)00127-3.
18. *Поварова, К.Б.* Физико-химические закономерности взаимодействия алюминида никеля с легирующими элементами. I. Образование твердых растворов на основе алюминидов никеля / К.Б. Поварова, Н.К. Казанская, А.А. Дроздов, А.Е. Морозов // Металлы. 2006. №5. С.58—71. — (K.B. Povarova, N.K. Kazanskaya, A.A. Drozdov, A.E. Morozov «Physicochemical laws of the interaction of nickel aluminides with alloying elements. I. Formation of nickel aluminide-based solid solutions». Russian Metallurgy (Metally). 2006. V.5. P.415—426.)
19. *Kainuma, R.* Ordering, martensitic and ferromagnetic transformations in Ni-Al-Mn Heusler shape memory alloys / R. Kainuma, F. Gejima, Y. Sutou, I. Ohnuma, K. Ishida // Mater. Trans. 2000. V.41. P.943—949. doi.org/10.2320/matertrans1989.41.943.
20. *Kanomata, T.* Effect of hydrostatic pressure on the magnetic transition temperatures of MnRhAs / Kanomata T., Shirakawa K., Yasui H., Kaneko T.J. // Magn. Magn. Mater. 1987. V.68. Is.3. September. P.286—290. https://doi.org/10.1016/0304-8853(87)90002-3.
21. *Kositsyn, S.V.* Phase and structural transformations in the alloys based on monoaluminide of nickel / S.V. Kositsyn, I.I. Kositsyna // Usp. Fiz. Met. 2008. V.9. №2. P.195—258. https://doi.org/10.15407/ufm.09.02.195.
22. *Balanetskyy, S.* The Al-rich region of the Al-Mn-Ni alloy system. Pt.I. Ternary phases at 750—950 °C / S. Balanetskyy, G. Meisterernst, M. Feuerbacher // J. Alloys and Comp. 2011. V.509. Is.9. P.3787—3794. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.10.185.
23. *Azhagarsamy, P.* Nickel aluminide intermetallic composites fabricated by various processing routes : a review / P. Azhagarsamy, K. Sekar, K.P. Mural // Mater. Sci. Technol. 2022. V.38. №9. P.556—571. doi.org/10.1080/02670836.2022.2062648.
24. *Merzhanov, A.G.* Self-propagating high-temperature synthesis of refractory inorganic compounds / A.G. Merzhanov, I.P. Borovinskaya // Dokl. Akad. Nauk SSSR. 1972. V.204. №2. P.366—369.
25. *Sytschev, A.E.* Combustion synthesis and magnetic properties of Ni-Al-Mn based alloy / A.E. Sytschev, N.A. Kochetov, P.A. Lazarev, Yu.G. Morozov, S.G. Vadchenko, I.D. Kovalev, M.L. Busurina // Intern. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2022. V.31. P.95—103. https://doi.org/10.3103/S106138622202011X.
26. *Yukhvid, V.I.* Effect of convective motion on the flame structure in combustion waves propagating in heterogeneous systems under natural and artificial gravity conditions / V.I. Yukhvid // Combust Explos Shock Waves. 2009. V.45. P.421—427. https://doi.org/10.1007/s10573-009-0052-2.
27. *Andreev, D.E.* Regular features of combustion of CaO_2/Al/Ti/Cr/B hybrid mixtures / D.E. Andreev, V.N. Sanin, V.I. Yukhvid, D.Yu. Kovalev // Combust Explos Shock Waves. 2011. V.47. P.671—676. https://doi.org/10.1134/S0010508211060074.
28. *Sanin, V.N.* Production of intermetallic catalysts of deep CO and hydrocarbon oxidation / V.N. Sanin, D.E. Andreev, E.V. Pugacheva, S.Ya. Zhuk, V.N. Borshch, V.I. Yukhvid // Inorg. Mater. 2009. V.45. P.777—784. https://doi.org/10.1134/S0020168509070139.
29. *Yukhvid, V.I.* Combustion of titanium oxide based thermite systems with a complex reducing agent and an energy additive under the influence of overload / V.I. Yukhvid, D.E. Andreev, D.M. Ikornikov, V.N. Sanin, N.V. Sachkova, I.D. Kovalev // Combust Explos Shock Waves. 2019. V.55. P.671—677. https://doi.org/10.1134/S0010508219060066.
30. MSI Eureka in Springer Materials. Partial isothermal section at 1100 °C. Figure 4 from Al-Mn-Ni Ternary Phase Diagram Evaluation / Tomoo Suzuki and MSIT®® (1993) Effenberg, G. (Ed.). https://materials.springer.com/msi/phase-dagram/docs/sm_msi_r_10_015076_01_full_LnkDia3.