

УДК 536.46

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ СВЯЗКИ Fe—Co—Cr И МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ГОРЕНИЕ В СИСТЕМЕ Ni—Al—(Fe—Co—Cr)

Н. А. Кочетов, М. Л. Бусурина

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мерджанова РАН,
142432 Черногловка, kolyan_kochetov@mail.ru

Проведено исследование влияния механической активации и количества связки Fe + Co + Cr на скорость и максимальную температуру горения, удлинение образцов в процессе горения, размер композитных частиц и выход смеси после активации, фазовый состав и морфологию продуктов синтеза в системе Ni—Al—(Fe—Co—Cr). Механоактивация смеси Ni + Al + x (Fe + Co + Cr) позволила реализовать горение образцов при комнатной температуре при содержании связки Fe + Co + Cr до 40 %. Активация смесей увеличила скорость и температуру горения, удлинение образцов продуктов и их пористость, уменьшила их прочность. Возрастание содержания связки Fe + Co + Cr в активированной смеси Ni + Al + x (Fe + Co + Cr) привело к увеличению выхода смеси после механоактивации, уменьшению размера композитных частиц и удлинению образцов продуктов синтеза. Зависимость скорости горения активированных смесей от содержания связки Fe + Co + Cr немонотонна, имеет максимум при содержании связки 10 %. Методом СВС синтезированы высокоэнтропийные сплавы — твердые растворы на основе интерметаллидов NiAl и Ni₃Al.

Ключевые слова: горение, механическая активация, интерметаллиды, многокомпонентные высокоэнтропийные сплавы, алюминид никеля, Ni + Al + x (Fe + Co + Cr), СВС.

DOI 10.15372/FGV2023.9325
EDN NDRKVN

ВВЕДЕНИЕ

Материалы на основе системы Ni—Al широко применяются в качестве композитов [1, 2]. Благодаря сочетанию прочности при высоких температурах, высокой теплопроводности и хорошей коррозионной стойкости они востребованы в аэрокосмической технике, автомобильной промышленности и электроэнергетике.

Одним из способов улучшения эксплуатационных характеристик интерметаллидов на основе системы Ni—Al является введение в состав материала дополнительных элементов [3–7]. Для получения этих материалов используются такие методы, как порошковая металлургия, механосинтез и самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [1, 2, 8, 9].

Популярным методом изменения реакционной способности порошковых смесей является механическая активация (МА) [10–14]. Описаны случаи, когда в порошковых смесях, не горящих в обычных условиях [14, 15], после МА процесс горения реализовывался.

Многокомпонентные высокоэнтропийные

сплавы (МВЭС) представляют собой новый класс материалов, обладающих повышенными физико-химическими и механическими свойствами по сравнению с классическими легированными сплавами [16–18]. МВЭС, содержащие обычно пять металлов в эквиатомном или близком к нему соотношении, являются неупорядоченными твердыми растворами замещения на основе плотнейших ОЦК- или ГЦК-упаковок [19]. Классическим методом получения МВЭС является кристаллизация многокомпонентных расплавов. Именно таким способом был получен один из первых МВЭС — сплав Кантора FeCrMnNiCo [18]. В литературе описаны следующие методы получения высокоэнтропийных сплавов: индукционное плавление [18, 20], электродуговое плавление в вакууме [21, 22], механическое активирование или механическое сплавление [23] и др. Появляются работы, в которых МВЭС получают методом СВС [24, 25].

Цель данной работы — получение высокоэнтропийного сплава NiAlFeCoCr методом СВС и исследование влияния на процесс синтеза содержания связки Fe—Co—Cr и механической активации.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В работе использовали порошок алюминия АСД-4 (средний размер частиц 10 мкм), порошок карбонильного никеля марки ПНК (средний размер частиц 10 мкм), порошок карбонильного радиотехнического железа Р-10 (средний диаметр частиц 3.5 мкм), порошок хрома ПХ-1М (размер частиц менее 125 мкм), порошок кобальта ПК-1у (размер частиц менее 71 мкм). Смеси порошков Ni + Al + x (Fe + Co + Cr) готовили перемешиванием исходных компонентов в фарфоровой ступке в заданном количестве ($x = 0 \div 50$ % (мас.)).

Смеси активировались в воздушной среде в механоактиваторе АГО-2 с водяным охлаждением при ускорении 90g с использованием стальных шаров диаметром 9 мм. Отношение массы шаров к массе смеси в барабанах активатора составляло 20 : 1, продолжительность механоактивации — 5 мин.

Для исследования процесса горения из исходных и активированных смесей прессовались цилиндрические образцы диаметром 1 см и высотой 1.3 \div 1.5 см. Давление прессования образцов составляло 100 кг/см² для исходных смесей и 105 \div 110 кг/см² для активированных смесей. Масса образцов увеличивалась от 3 до 4 г с ростом содержания связки Fe + Co + Cr (стехиометрия состава 1 : 1 : 1) для поддержания относительной плотности в интервале 0.55 \div 0.6.

Горение образцов осуществлялось в камере постоянного давления в среде аргона при давлении 760 мм рт. ст. [3–5, 13–15, 24]. Для обеспечения стабильных условий зажигания процесс СВС инициировался через поджигающую таблетку состава Ti + 2В с верхнего торца образца нагретой вольфрамовой спиралью. Для измерения максимальных температур горения использовалась вольфрам-рениевая термопара ВР5/ВР20 с толщиной спая 0.2 мм. Термопара вводилась с нижнего торца образца по его оси на глубину 5 мм. Скорость горения образцов определялась при покадровом просмотре видеозаписей.

За относительное удлинение сгоревших образцов принималось отношение их высоты к высоте исходных образцов.

Порошковая смесь в процессе МА частично налипает (наклепывается) на стенки барабанов активатора и поверхность шаров [3–5]. Отношение массы неналипшей активированной смеси, которую можно легко извлечь после МА из барабана, к массе исходной порошко-

вой смеси, закладываемой в барабан перед МА, принималось за выход смеси после активации [13, 24].

Фракционный состав и распределение частиц смеси по размеру определяли по стандартной методике на лазерном анализаторе «Микросайзер-201С». Погрешность измерений не превышала 1.2 %.

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 (Cu K_{α} -излучение).

Каждое значение максимальной температуры и скорости горения, относительного удлинения образцов и выхода смеси после МА определялось как среднее по результатам нескольких экспериментов с погрешностью в пределах 10 %.

Шлифы продуктов горения исследовались на сканирующем электронном микроскопе LEO 1450 VP («Carl Zeiss», Германия). Для изготовления шлифов порошки продуктов горения пропитывались эпоксидной смолой, разбавленной ацетоном для уменьшения вязкости. После затвердевания смолы изготавливались металлографические шлифы.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенофазовый анализ МА-смесей

Рентгенофазовый анализ (РФА) активированных смесей Ni + Al + x (Fe + Co + Cr) показал, что в процессе механоактивации продолжительностью 5 мин формирования новых фаз

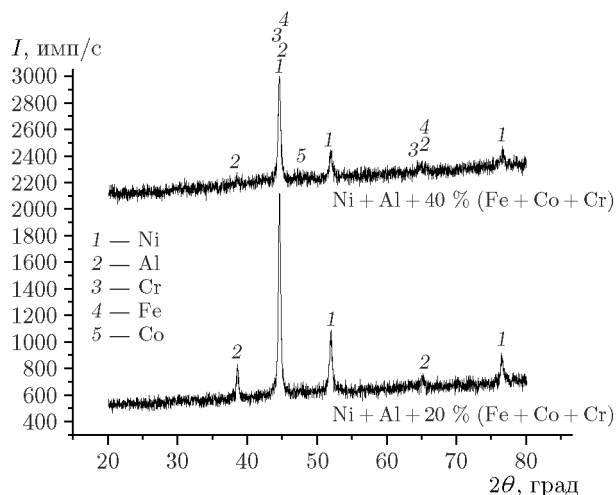


Рис. 1. Результаты РФА активированных смесей Ni + Al + x (Fe + Co + Cr), $x = 20$ и 40 %

не происходит. При $x = 0 \div 20\%$ на рентгенограммах МА-смесей наблюдаются рефлексы никеля и алюминия. При $x = 20\%$ содержание каждого элемента связки (Fe, Co, Cr) в смеси составляет $6 \div 7\%$, этого количества недостаточно для определения элементов методом РФА в условиях данной работы. При возрастании x до 30% и выше на рентгенограммах активированных смесей становятся различимы рефлексы всех исходных компонентов (Ni, Al, Fe, Co, Cr) (рис. 1).

Выход активированной смеси и размер композитных частиц

Из рис. 2 следует, что выход (m/m_0) смеси Ni + Al + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ после МА увеличивается с возрастанием содержания металлической связки Fe + Co + Cr. С увеличением количества связки x уменьшается содержание в смеси пластичного алюминия, соответственно меньше смеси налипает на стенки барабана и шары в процессе МА, что приводит к увеличению выхода смеси.

Уменьшение содержания в смеси пластичного алюминия также ухудшает агломерирование частиц исходных компонентов в процессе МА. Это является причиной наблюдаемой тенденции уменьшения среднего размера $\langle d \rangle$ композитных частиц активированной смеси Ni + Al + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ с увеличением содержания связки Fe + Co + Cr (рис. 3).

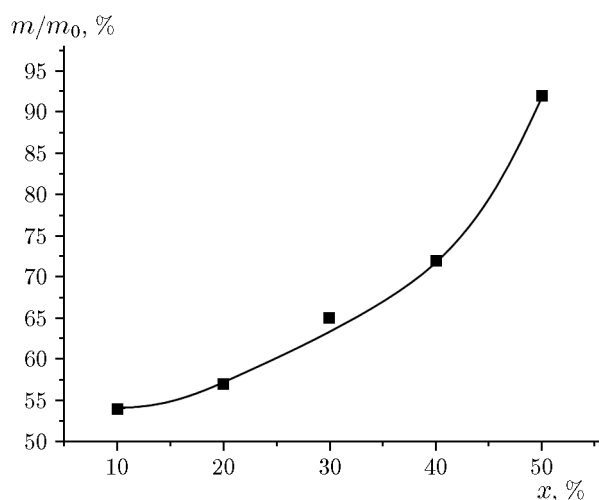


Рис. 2. Зависимость выхода активированной смеси Ni + Al + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ от содержания связки Fe + Co + Cr

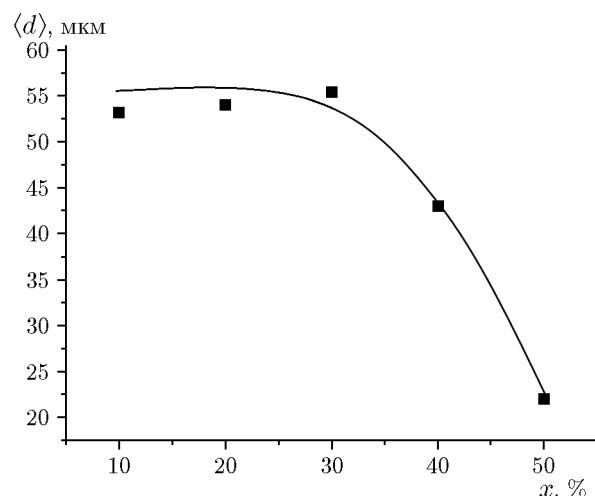


Рис. 3. Зависимость среднего размера композитных частиц активированной смеси Ni + Al + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ от содержания связки Fe + Co + Cr

Горение образцов

Образец из исходной смеси Ni + Al сгорал со скоростью $u = 0.4$ см/с. Максимальная температура горения составила $T = 1418^\circ\text{C}$, относительное удлинение образца продуктов — $l/l_0 = 5\%$ (рис. 4, 5). При добавлении в исходную смесь 10% связки Fe + Co + Cr образец не догорал до конца.

После активации смеси Ni + Al + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ прессованные образцы сгорали до конца. Предел содержания связки Fe + Co + Cr, при котором удавалось реализовать полное сгорание прессованных образцов МА-смеси при комнатной температуре, составил 40% .

После МА смеси Ni + Al многократно возрастают скорость горения и удлинение образцов, а также увеличивается максимальная температура горения (рис. 4, 5).

Увеличение скорости горения после МА происходит из-за возрастания площади контакта и удаления диффузионных затруднений между компонентами активированной смеси, ранее увеличение отмечалось при горении системы Ni + Al с добавками других металлов [4, 5, 13].

Удлинение образцов продуктов синтеза в прошедших активацию смесях возрастает из-за попадания в активируемую смесь дополнительных примесных газов [13, 24, 26, 27] (см. рис. 5), выделение которых за фронтом горения приводит к удлинению образца продуктов синтеза [3–5, 13, 14, 28, 29].

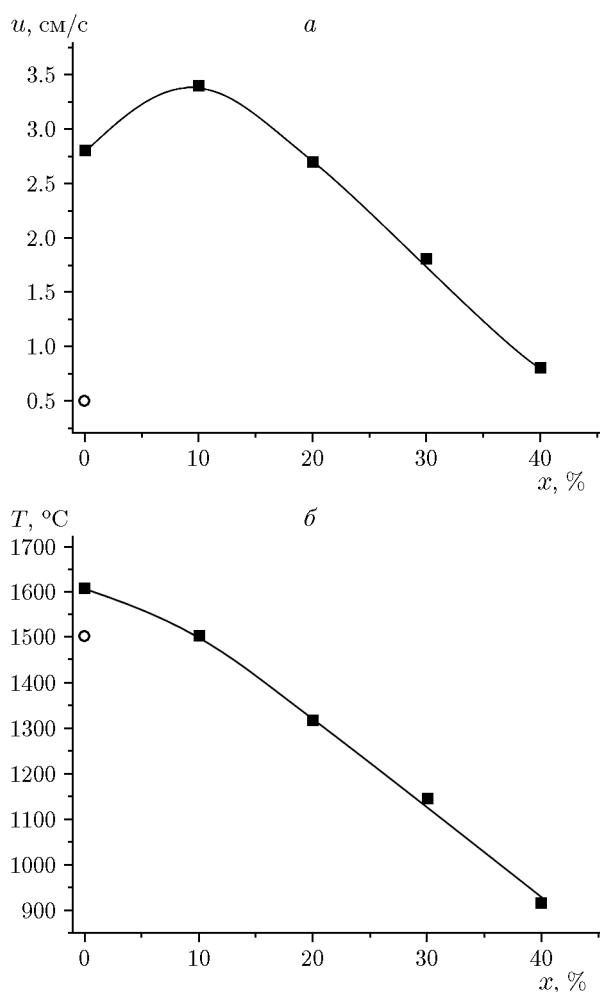


Рис. 4. Зависимости скорости (а) и максимальной температуры (б) горения образцов из исходной смеси (кружок) и активированных смесей $\text{Ni} + \text{Al} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ (квадраты) от содержания связки $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$

Зависимость скорости горения образцов из активированной смеси $\text{Ni} + \text{Al} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ от содержания связки $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$ немонотонна, имеет максимум. При добавлении 10 % ($\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$) в смесь $\text{Ni} + \text{Al}$ скорость горения возрастает, затем при дальнейшем увеличении содержания связки — убывает (рис. 4,а). Вероятно, на участке $x = 0 \div 10$ % доминирующим над уменьшением теплового эффекта реакции фактором является сокращение количества выделяющихся при горении примесных газов, что обусловлено уменьшением температуры горения при увеличении содержания связки в смеси (см. рис. 4,б). Снижение давления примесных газов, выделяющихся перед фронтом горения, приводит, в соответствии с выво-

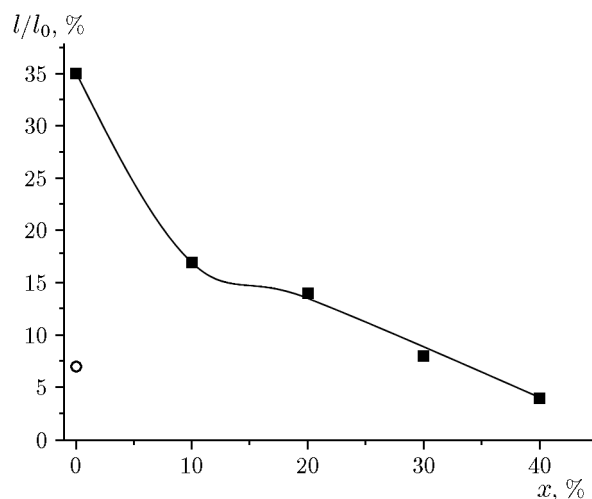


Рис. 5. Зависимость относительного удлинения сгоревшего образца из исходной смеси (кружок) и механоактивированных смесей $\text{Ni} + \text{Al} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ (квадраты) от содержания связки $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$

дами конвективно-кондуктивной модели горения [30], к увеличению скорости горения. Возможно и другое объяснение снижения скорости горения при увеличении количества примесных газов, выделяющихся перед фронтом горения, — уменьшение теплопроводности образца в зоне прогрева за счет разрыхляющего действия примесных газов [31].

На участке зависимости $u(x)$ образцов из МА-смесей при $x > 10$ % доминирующим фактором, вызывающим уменьшение скорости горения, является снижение теплового эффекта реакции вследствие снижения максимальной температуры горения (см. рис. 4).

Морфология продуктов синтеза

Фотографии продуктов горения образцов из исходной и активированной смеси $\text{Ni} + \text{Al} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ представлены на рис. 6.

При горении образца из исходной смеси $\text{Ni} + \text{Al}$ формируется достаточно прочный образец продуктов, имеющий поперечные трещины, что уже отмечалось ранее [4, 5] (рис. 6,а). Следует отметить, что образцы из исходной смеси горят в нестационарном режиме, когда стадия депрессии сменяется быстрым сгоранием прогретого слоя вещества, образовавшегося на стадии депрессии. Поперечные трещины на образце продуктов горения исходной смеси образуются в момент вспышки за счет выхода примесных газов.

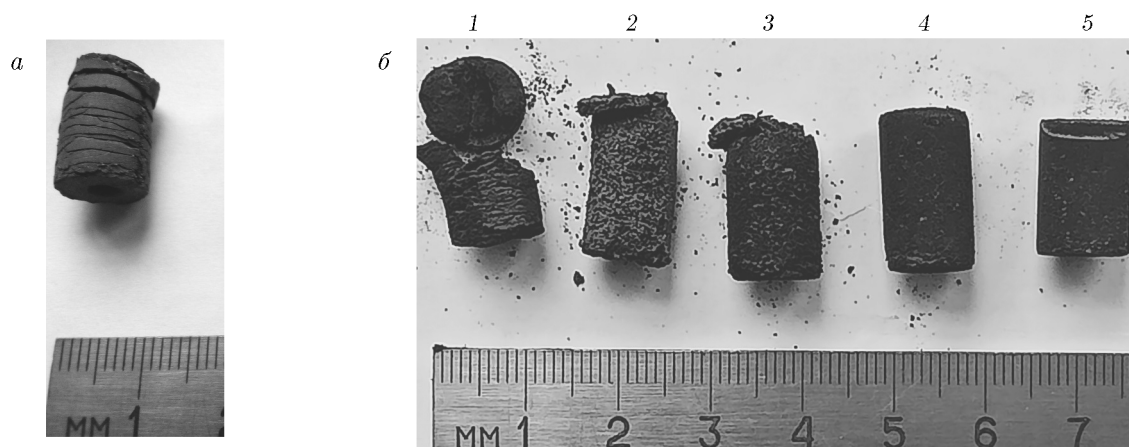


Рис. 6. Фотографии продуктов горения исходной смеси (а) ($x = 0$) и активированных смесей $\text{Ni} + \text{Al} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ (б) с содержанием $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$ $x = 0$ (образец 1), 10 % (2), 20 % (3), 30 % (4), 40 % (5)

Образцы из активированных смесей $\text{Ni} + \text{Al} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ сгорали в стационарном режиме значительно быстрее, чем из неактивированной смеси. Явно выраженных поперечных трещин, образующихся из-за выделения примесных газов, на образцах продуктов активированных смесей не наблюдалось (рис. 6, б). Выделение этих газов приводило к образованию высокопористых и непрочных продуктов реакции из сохранившихся слабоспеченных частиц [4, 5]. В некоторых случаях образец продуктов из МА-смесей в процессе синтеза диспергировался на несколько частей (рис. 6, б, образец 1).

Состав и микроструктура продуктов синтеза

Согласно результатам РФА в продуктах горения активированной смеси $\text{Ni} + \text{Al}$ и $\text{Ni} + \text{Al} + 10\% (\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ наблюдаются рефлексы фазы NiAl . При увеличении содержания $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$ до $20 \div 30\%$ на рентгенограмме продуктов синтеза присутствуют рефлексы твердого раствора на основе интерметаллида NiAl , а при содержании связки $40\% (\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ видны также следы рефлексов твердого раствора на основе интерметаллида Ni_3Al (рис. 7).

Следует отметить, что из-за пределов разрешающей способности дифрактометра ДРОН-3 фазы, содержание которых меньше 7% , не идентифицировались методом РФА.

Из продуктов горения МА-смесей с высоким содержанием связки $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$ были

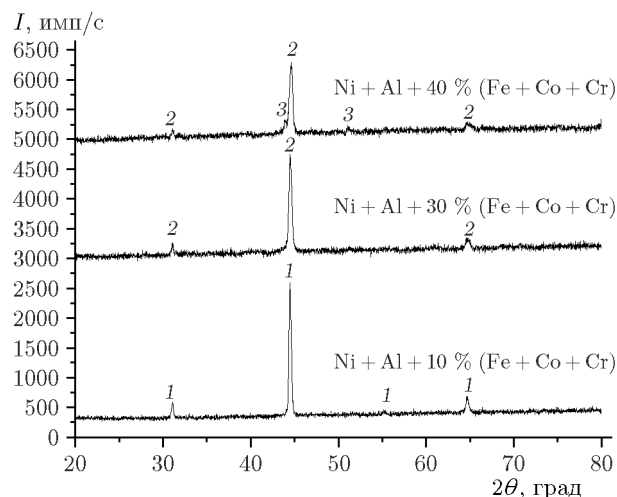


Рис. 7. Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза МА-смесей $\text{Ni} + \text{Al} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ с содержанием связки $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr}$ $x = 10, 30$ и 40% :

рефлексы фаз: 1 — NiAl , 2 — твердый раствор $\text{NiAl}(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Cr})$, 3 — твердый раствор $\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Cr})$

изготовлены шлифы. Фотографии микроструктуры продуктов синтеза этих смесей представлены на рис. 8, 9.

Композитная матрица, неоднородная по химическому составу, представляет собой высокоэнтропийный сплав — твердый раствор на основе интерметаллида NiAl в случае горения МА-смеси $\text{Ni} + \text{Al} + 30\% (\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ (рис. 8), а в случае смеси $\text{Ni} + \text{Al} + 40\% (\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ — это сплав на основе интерметалли-

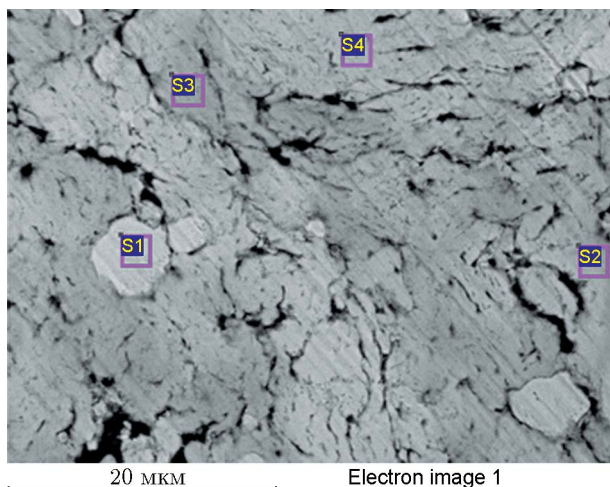


Рис. 8. Фотография микроструктуры продуктов горения активированной смеси Ni + Al + 30 % (Fe + Co + Cr):

S1 — $\text{Ni}_{0.3}\text{Fe}_{96}\text{Cr}_{1.22}$, S2 — $\text{Ni}_{0.9}\text{Al}_{0.5}\text{Co}_{0.4}\text{Cr}_8$,
S3 — $\text{Ni}_4\text{Al}_{5.3}\text{Fe}_{0.13}\text{Co}_{0.18}\text{Cr}_{0.32}$, S4 — $\text{Ni}_{4.3}\text{Al}_{3.86}\text{Co}_{0.48}\text{Cr}_{1.35}$

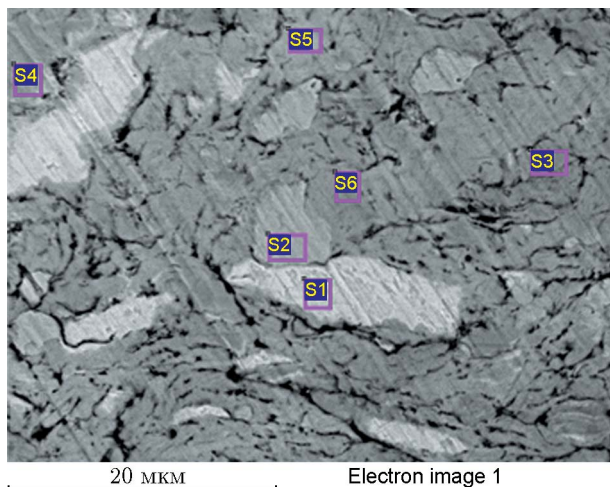


Рис. 9. Фотография микроструктуры продуктов горения активированной смеси Ni + Al + 40 % (Fe + Co + Cr):

S1 — Co, S2 — $\text{Fe}_{9.6}\text{Co}_{0.29}\text{Cr}_{0.11}$, S3 — $\text{Ni}_{0.92}\text{Al}_{1.1}\text{Fe}_{0.13}\text{Co}_{0.19}\text{Cr}_{7.8}$, S4 — $\text{Ni}_{0.6}\text{Al}_{0.5}\text{Co}_{0.99}\text{Cr}_8$, S5 — $\text{Ni}_{5.1}\text{Al}_{3.7}\text{Fe}_{0.62}\text{Co}_{0.32}\text{Cr}_{0.25}$, S6 — $\text{Ni}_{3.7}\text{Al}_{3.36}\text{Fe}_{0.2}\text{Co}_{0.45}\text{Cr}_{2.28}$

дов Ni_3Al и NiAl (рис. 9). Также наблюдаются отдельные частицы железа и кобальта (более светлые области на рис. 8, 9).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Метод	механоактивации	позволил
реализовать	горение образцов	системы

Ni—Al—(Fe—Co—Cr) без предварительного подогрева.

Увеличение содержания связки Fe + Co + Cr в активированной смеси Ni + Al + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr})$ приводит к увеличению выхода смеси после механоактивации, уменьшению размера композитных частиц и удлинению образцов продуктов в процессе синтеза.

Зависимость скорости горения активированных смесей от содержания связки Fe + Co + Cr немонотонна, максимум наблюдается при содержании связки 10 %.

Механоактивация многократно увеличивает скорость горения и удлинение образцов продуктов, после активации также возрастает температура горения.

Методом СВС синтезированы высокоэнтропийные сплавы — твердые растворы на основе интерметаллидов NiAl и Ni_3Al .

Авторы признательны Б. С. Сеплярскому за ценные советы и обсуждение, а также И. Д. Ковалеву и Н. И. Мухиной за помощь в экспериментах.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания № 122032900050-6 Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мержанова РАН.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Sanin V. N., Ikornikov D. M., Andreev D. E., Yuxhvid V. I., Levashov E. A., Pogozhev Yu. S. Cast $\text{NiAl}/\text{Ni}_{20}\text{Al}_3\text{B}_6$ composites by centrifugal SHS // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2014. — V. 23, N 4. — P. 232–239. — DOI: 10.3103/S1061386214040098.
2. Pogozhev Yu. S., Sanin V. N., Ikornikov D. M., Andreev D. E., Yuxhvid V. I., Levashov E. A., Sentyurina Zh. A., Logacheva A. I., Timofeev A. N. NiAl -based electrodes by combined use of centrifugal SHS and induction remelting // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2016. — V. 25, N 3. — P. 186–199. — DOI: 10.3103/S1061386216030092.
3. Кочетов Н. А., Сычев А. Е. Влияние содержания углерода и механической активации

- на горение системы Ni—Al—C // Физика горения и взрыва. — 2019. — Т. 55, № 6. — С. 58–64. — DOI: 10.15372/FGV20190608. — EDN: HLURZX.
4. **Кочетов Н. А.** Влияние содержания магния и механической активации на горение в системе Ni + Al + Mg // Хим. физика. — 2022. — Т. 41, № 7. — С. 39–46. — DOI: 10.31857/S0207401X2207007X. — EDN: QLXAVS.
 5. **Кочетов Н. А.** Влияние содержания марганца и механической активации на горение системы Ni—Al—Mn // Физика горения и взрыва. — 2022. — Т. 58, № 6. — С. 41–50. — DOI: 10.15372/FGV20220604. — EDN: UTNFNC.
 6. **Graf T., Felser C., Parkin S. S. P.** Simple rules for the understanding of Heusler compounds // Prog. Solid State Chem. — 2011. — V. 39, N 1. — P. 1–50. — DOI: 10.1016/j.progsolidstchem.2011.02.001.
 7. **Lin W., Freeman A. J.** Cohesive properties and electronic structure of Heusler L_{21} -phase compounds Ni_2XAl ($X = Ti, V, Zr, Nb, Hf$, and Ta) // Phys. Rev. B. — 1992. — V. 45, N 1. — P. 61–68. — DOI: 10.1103/PhysRevB.45.61.
 8. **Wang J.** Mechanical alloying of amorphous Al—SiO₂ powders // J. Alloys Compd. — 2008. — V. 456, N 1–2. — P. 139–142. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2007.02.027.
 9. **Suryanarayana C.** Mechanical alloying and milling // Prog. Mater. Sci. — 2001. — V. 46, N 1–2. — P. 1–184. — DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00010-9.
 10. **Корчагин М. А., Филимонов В. Ю., Смирнов В. Е., Ляхов Н. З.** Тепловой взрыв механически активированной смеси 3Ni + Al // Физика горения и взрыва. — 2010. — Т. 46, № 1. — С. 48–53. — EDN: LHMHWZ.
 11. **Корчагин М. А.** Тепловой взрыв в механически активированных низкокалорийных составах // Физика горения и взрыва. — 2015. — Т. 51, № 5. — С. 77–86. — DOI: 10.15372/FGV20150509. — EDN: UMUIJF.
 12. **Корчагин М. А., Григорьева Т. Ф., Боханов Б. Б., Шарафутдинов М. Р., Баринова А. П., Ляхов Н. З.** Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах. I. Влияние продолжительности механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения // Физика горения и взрыва. — 2003. — Т. 39, № 1. — С. 51–59. — EDN: OJMHAR.
 13. **Кочетов Н. А.** Влияние содержания титана и механической активации на горение в системе Ni—Al—Ti // Физика горения и взрыва. — 2021. — Т. 57, № 6. — С. 32–41. — DOI: 10.15372/FGV20210604. — EDN: LSSMLL.
 14. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Влияние начальной температуры и механической активации на режим и закономерности синтеза в системе Ti + Al // Физика горения и взрыва. — 2020. — Т. 56, № 3. — С. 69–77. — DOI: 10.15372/FGV20200307. — EDN: IWKJCL.
 15. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С., Щукин А. С.** Зависимости скорости горения и фазового состава конденсированных продуктов смеси Ti + Ni от времени механической активации // Физика горения и взрыва. — 2019. — Т. 55, № 3. — С. 63–70. — DOI: 10.15372/FGV20190308. — EDN: ZSFZHV.
 16. **Miracle D. B., Senkov O. N.** A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Mater. — 2017. — V. 122. — P. 448–511. — DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.
 17. **Zhang Y., Zuo T. T., Tang Z., Gao M. C., Dahmen K. A., Liaw P. K., Lu Z. P.** Microstructures and properties of high-entropy alloys // Prog. Mater. Sci. — 2014. — V. 61. — P. 1–93. — DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.10.001.
 18. **Cantor B., Chang I. T. H., Knight P., Vincent A. J. B.** Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Mater. Sci. Eng. A. — 2004. — V. 375–377. — P. 213–218. — DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
 19. **Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S. J., et al.** Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes // Adv. Eng. Mater. — 2004. — V. 6, N 5. — P. 299–303. — DOI: 10.1002/adem.200300567.
 20. **Gu J., Ni S., Liu Y., Song M.** Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment // Mater. Sci. Eng. A. — 2019. — V. 755. — P. 289–294. — DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.025.
 21. **Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K.** High-entropy alloys — a new era of exploitation // Mater. Sci. Forum. — 2007. — V. 560. — P. 1–9. — DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1.
 22. **Bhattacharjee P. P., Sathiaraj G. D., Zaid M., Gatti J. R., Lee C., Tsai C.-W., Yeh J.-W.** Microstructure and texture evolution during annealing of equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy // J. Alloys Compd. — 2014. — V. 587. — P. 544–552. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.10.237.
 23. **Rogachev A. S., Vadchenko S. G., Kochetov N. A., Rouvimov S., Kovalev D. Yu., Shchukin A. S., Moskovskikh D. O., Nepapushev A. A., Mukasyan A. S.** Structure and properties of equiatomic CoCrFeNiMn alloy fabricated by high-energy ball milling and spark plasma sintering // J. Alloys Compd. — 2019. — V. 805. — P. 1237–1245. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.07.195.
 24. **Кочетов Н. А.** Влияние механической активации и содержания металлической связки на горение в системе Ti + 2B + x(Fe + Co +

- Cr + Ni + Al) // Физика горения и взрыва. — 2022. — Т. 58, № 2. — С. 49–57. — DOI: 10.15372/FGV20220205. — EDN: DHFJHS.
25. **Rogachev A. S., Vadchenko S. G., Kochetov N. A., Kovalev D. Yu., Kovalev I. D., Shchukin A. S., Gryadunov A. N., Baras F., Politano O.** Combustion synthesis of TiC-based ceramic-metal composites with high entropy alloy binder // J. Eur. Ceram. Soc. — 2020. — V. 40, N 7. — P. 2527–2532. — DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.11.059.
26. **Vadchenko S. G.** Gas emission during combustion of mechanically activated Ni–Al mixtures // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2016. — V. 25, N 4. — P. 210–214. — DOI: 10.3103/S1061386216040105.
27. **Vadchenko S. G.** Gas release during combustion of Ti + 2B films: Influence of mechanical alloying // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2015. — V. 24, N 2. — P. 90–92. — DOI: 10.3103/S1061386215020107.
28. **Kamynina O. K., Rogachev A. S., Sytschev A. E., Umarov L. M.** Spontaneous deformation during self-propagating high-temperature synthesis // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2004. — V. 13, N 3. — P. 193–204.
29. **Камынина О. К., Рогачев А. С., Умаров Л. М.** Динамика деформации реагирующей среды при безгазовом горении // Физика горения и взрыва. — 2003. — Т. 39, № 5. — С. 69–73. — EDN: ONUNYF.
30. **Сеплярский Б. С.** Природа аномальной зависимости скорости горения «безгазовых» систем от диаметра // Докл. РАН. — 2004. — Т. 396, № 5. — С. 640–643. — EDN: OPSWGT.
31. **Рогачев А. С.** О микрогетерогенном механизме безгазового горения // Физика горения и взрыва. — 2003. — Т. 39, № 2. — С. 38–47. — EDN: OJMHNT.

Поступила в редакцию 20.03.2023.

После доработки 07.04.2023.

Принята к публикации 24.05.2023.
