

УДК 536.46+541.124

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА В ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ АЛЮМИНИЯ С НИКЕЛЕМ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО АКТИВИРОВАННЫМ В НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ЛАБОРАТОРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ

Е. Н. Боянгин, О. В. Лапшин

Томский научный центр СО РАН, 634055 Томск, jeck2000@list.ru

Изучено влияние предварительной низкоэнергетической механической активации (МА) порошка никеля на тепловой взрыв интерметаллида Ni_3Al . Рассмотрены два способа синтеза. В первом осуществлялся непрерывный нагрев смеси внешним источником энергии. Во втором при достижении заданной температуры внешний источник отключался. Показано, что низкоэнергетическая МА никеля способствует интенсификации синтеза интерметаллида Ni_3Al . При непрерывном нагреве температура воспламенения не зависит от времени активации и равна температуре плавления алюминия. При нагреве с отключением внешнего источника предварительная активация никеля снижает температуру твердофазного воспламенения. Установлено, что активация никеля в лабораторной мельнице позволяет избежать факторов его пассивации.

Ключевые слова: низкоэнергетическая механоактивация, режим нагрева, тепловой взрыв, интерметаллид Ni_3Al .

DOI 10.15372/FGV2023.9330
EDN DPBBUG

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время механический метод активации химических превращений используется для стимулирования различных твердофазных реакций [1–8]. Данный метод в том числе можно применить и к реакциям синтеза в порошковой смеси никеля с алюминием, обладающих (без дополнительного стимулирования) достаточно медленными скоростями химического превращения, что существенно ограничивает применение таких порошков на практике. В этом случае механическая активация (МА) приводит к ускорению синтеза интерметаллического соединения алюминид никеля [9–13].

В свою очередь, при МА порошковой смеси происходит ее гомогенизация вместе с измельчением компонентов и образованием в них структурных дефектов. Можно выделить три основных фактора ускорения механохимических реакций [2, 3, 14]:

1) кинетический, связанный с накачкой в образующиеся дефекты избыточной энергии. Избыточная энергия уменьшает энергию активации химической реакции. Например, как предполагают авторы [15, 16], основной вклад в механохимический синтез алюминид никеля вносит именно кинетический фактор;

2) структурный, зависящий от измельчения компонентов и формирования межфазной поверхности. В частности, можно отметить, что стадия МА позволяет контролировать характеристики внутренней структуры механокомпози́тов, образовавшихся в ходе измельчения порошковой смеси никеля с алюминием [10];

3) температурный, определяемый тепловыделением от химического превращения и отжига дефектов, а также диссипативным тепловыделением, обусловленным интенсивным механическим воздействием мелющих тел на измельчаемый материал. Существенное влияние отжига образованных при МА дефектов на температурный эффект в системе $\text{Ni}-\text{Al}$ экспериментально обнаружено в [17].

Как указывается в работах [17–23], в МА-составах температура воспламенения может уменьшаться на сотни градусов, а концентрационные пределы для осуществления синтеза

Работа выполнена с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования ТГУ.

Доложено на 5-й Международной конференции «Новые материалы и наукоемкие технологии», 2–7 октября 2022, Томск.

© Боянгин Е. Н., Лапшин О. В., 2024.

значительно расширяются. Как правило, с продолжением времени предварительной МА никеля в системе Ni—Al возрастают скорости и максимальные температуры горения. Однако затем интенсивность синтеза начинает снижаться из-за факторов, пассивирующих процесс, которые связаны с намолом инертного вещества со стенок мельницы и поверхности мелющих тел на частицы активируемой смеси и с наличием промежуточных механосинтезированных фаз, образовавшихся на стадии механической обработки компонентов [18, 19].

В связи с этим, чтобы исключить вышеперечисленные факторы воздействия высокоэнергетических планетарных мельниц с энергонапряженностью порядка $(40 \div 120)g$, представляет интерес исследовать влияние снижения энергонапряженности мельницы до $(1 \div 2)g$ с разделением МА по отдельным компонентам на кинетику последующего теплового взрыва порошковой системы. Последнее позволит оценить влияние дефектности отдельного компонента смеси на параметры синтеза конечного продукта. Возможное загрязнение частиц компонента, полученное в ходе механообработки, будет минимальным.

Цель работы — экспериментальное изучение влияния механической обработки никеля в лабораторной мельнице малой мощности на параметры теплового взрыва в порошковой смеси $3Ni + Al$, осуществляемого вне мельницы.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследования использовали порошки алюминия АСД-4 (средняя дисперсность частиц ≈ 5 мкм) и никеля ПНК-УТ4 (средняя дисперсность ≈ 1 мкм). Проводили низкоэнергетическую МА порошка никеля стальными (ШХ15) шарами диаметром 25.4 мм в лабораторной шаровой мельнице ИВМТ-30 со скоростью вращения барабана 150 об/мин в течение 4 и 10 ч. Соотношение масс мелющих шаров и смеси — 20 : 1 (1000 : 50 г). Далее порошки никеля и алюминия в соотношении 13.3Al/86.7Ni [мас. %] перемешивали без шаров в течение 2 ч в лабораторной мельнице в стальном (40Х13) цилиндрическом барабане $\varnothing 100 \times 100$ мм с двумя внутренними противолежащими буртами 3×10 мм.

Исследование термограмм теплового взрыва порошковых образцов осуществляли на экспериментальном стенде, состоящем из кварцевой печи с нихромовой спиралью для нагрева

образца и системы обработки данных. Исследуемый образец (спрессованный из порошковой смеси столбик диаметром 10 мм и длиной 10 мм, пористостью ≈ 30 %) нагревали со скоростью ≈ 4 °С/с. Рассматривали два режима нагрева: непрерывный и с отключением внешнего источника при достижении системой заданной температуры. Сигналы от двух датчиков (вольфрам-рениевые термопары (ВР-5/20) из проволоки толщиной 0.2 мм), запрессованных в разные точки образцов, через аналого-цифровой преобразователь ЛА-20USB (ЗАО «Руднев-Шиляев») поступали на вход персонального компьютера. После соответствующей обработки информацию получали в виде таблицы или графика время — температура для каждого рабочего канала. Частота дискретизации составляла 10 000 Гц. Расшифровку полученных термограмм проводили с помощью специального программного обеспечения. При измерении температуры в интервале $0 \div 2600$ °С погрешность не превышала 0.6 % от фактической температуры.

Дифрактограммы порошковых смесей и конечного продукта синтеза получали на дифрактометре ДРОН-3М с применением $Co K_{\alpha}$ -излучения, проводя соответствующую программную обработку для расчета ширины рефлексов на их полувысоте (FWHM) и других параметров дифрактограмм. Морфологию и размеры частиц и агломератов изучали по СЭМ-изображениям, полученным на микроскопе Quanta 200 3D.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Вид порошка никеля в исходном состоянии и после 4 ч низкоэнергетической МА представлен на рис. 1. В процессе МА частицы никеля меняют свою форму от исходной многоугольной (рис. 1,а) до более округлой (рис. 1,б). При высоком разрешении ($\times 10\,000$) на фотографии можно видеть, что частицы после 4 ч низкоэнергетической МА достаточно хорошо измельчились и агломерировались между собой (рис. 1,в).

На рис. 2 представлена зависимость среднего размера никелевых агломератов (\bar{a}) от времени низкоэнергетической МА. Как следует из рисунка, несмотря на измельчение каждой отдельной частицы, с продолжением механообработки размеры агломератов растут.

В структуре порошковой смеси $3Ni + Al$, приготовленной для высокотемпературно-

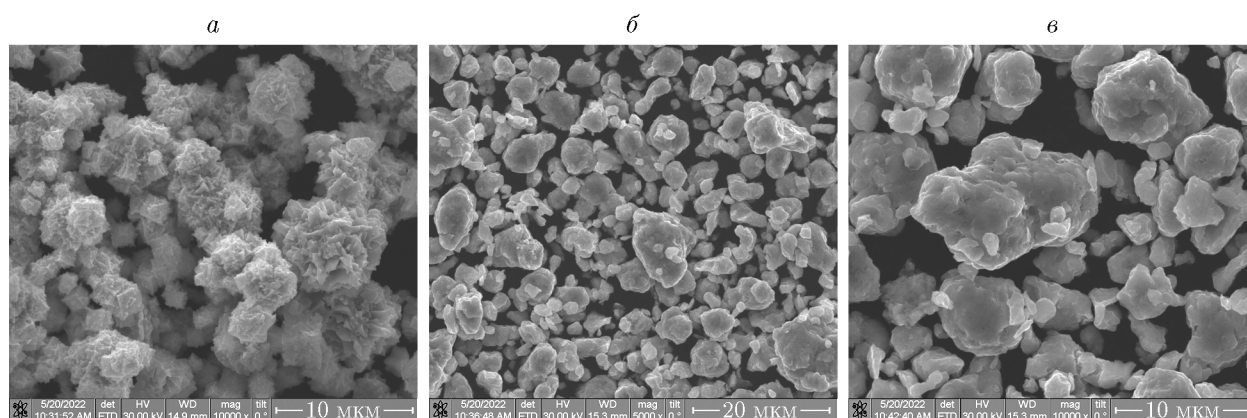


Рис. 1. СЭМ-изображения порошка никеля в исходном состоянии (*а*, $\times 10\,000$) и после 4 ч низкоэнергетической МА (*б*, $\times 5\,000$; *в*, $\times 10\,000$)

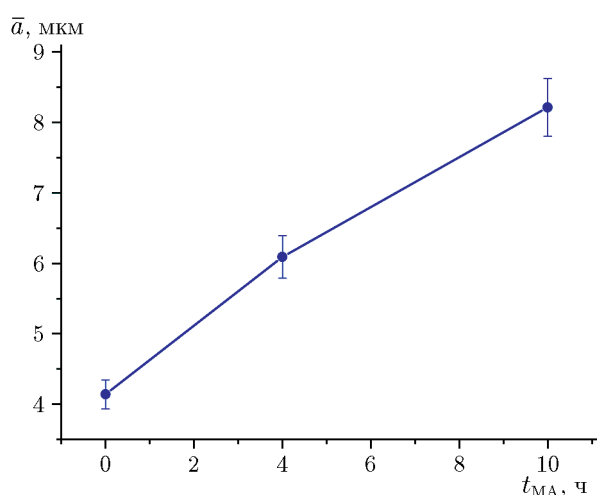


Рис. 2. Зависимость среднего размера никелевых агломератов от времени низкоэнергетической МА никеля

го синтеза после 4 ч (рис. 3, *а*) и 10 ч (рис. 3, *б*) низкоэнергетической МА никеля, обнаруживаются окруженные агломератами никеля округлые крупные частицы алюминия. Агломераты никеля на рис. 3, *б* крупнее, чем на рис. 3, *а*. Увеличение $\times 10\,000$ позволяет видеть агломерат, состоящий из частицы алюминия, к которой присоединены более мелкие частицы никеля (рис. 3, *в*).

Дифрактограммы порошка никеля без низкоэнергетической МА (линия 1), после 4 ч (линия 2) и после 10 ч (линия 3) низкоэнергетической МА приведены на рис. 4. Дифрактограммы указывают на то, что активированный никель не содержит сторонних фаз. По всей вероятности, мягкая механообработка в низкоэнергетической мельнице позволяет избежать намола с ее рабочих поверхностей и с поверхностей мелющих тел на измельчаемый материал.

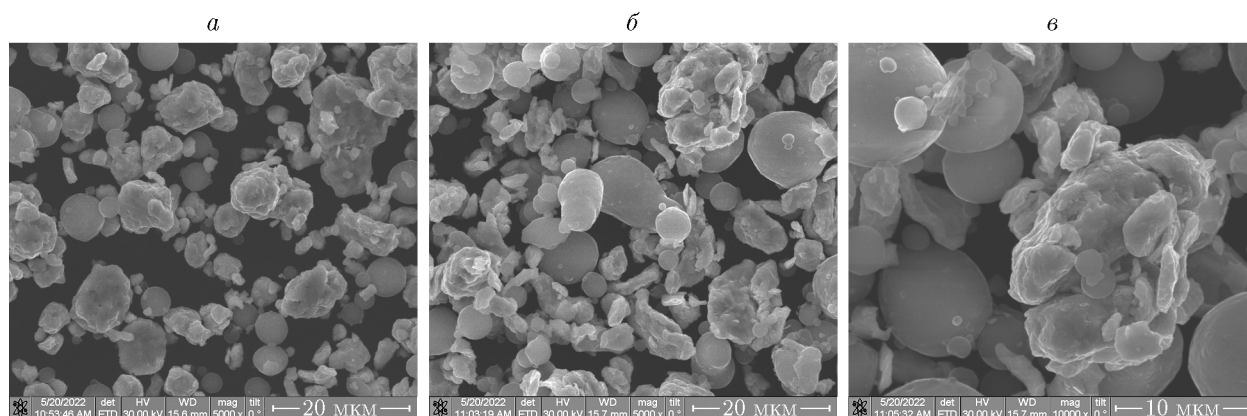


Рис. 3. СЭМ-изображения порошковой смеси Al + Ni:

а — 4 ч низкоэнергетической МА, $\times 5\,000$, *б*, *в* — 10 ч низкоэнергетической МА, $\times 5\,000$, $\times 10\,000$

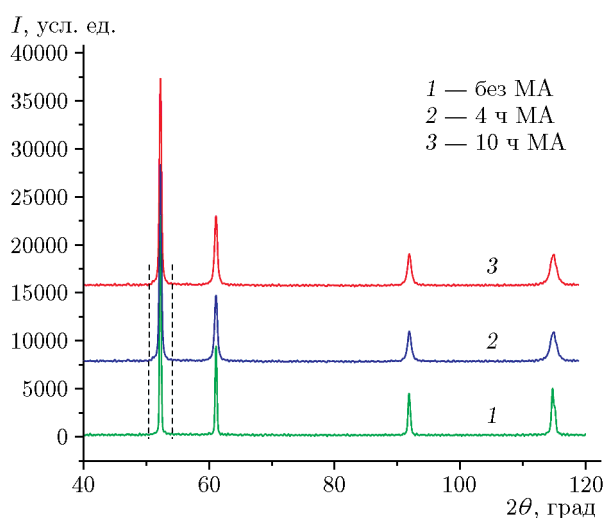


Рис. 4. Дифрактограммы порошка Ni

Ширина рефлексов на полувысоте (FWHM)
дифрактограмм порошка никеля
без низкоэнергетической МА
и после 4 и 10 ч низкоэнергетической МА

2θ, град	FWHM		
	без МА	4 ч МА	10 ч МА
Ni (111)	0.2399	0.3466	0.3735
Ni (200)	0.2666	0.4799	0.5069

В таблице представлены данные расшифровки дифрактограмм. Обращает на себя внимание значительное уширение рефлексов в активированном никеле со смещением последних в сторону больших углов. При этом активация никеля, приводящая к увеличению микронапряжения в порошке и его дефектности, также способствует снижению интенсивности рефлексов с одновременным увеличением их площади и уменьшением межплоскостных расстояний в структуре вещества.

Проведем количественную оценку динамики дефектности в структуре никеля от времени низкоэнергетической МА. Для этого запишем уравнение для скорости накопления дефектов [3, 24]:

$$\frac{dh}{dt_{\text{МА}}} = I_a - hI_r, \quad (1)$$

где $t_{\text{МА}}$ — время низкоэнергетической МА никеля; $h = (H - H_0)/H_0$ — степень дефектности никеля; H_0 , H — уширение рефлексов рентге-

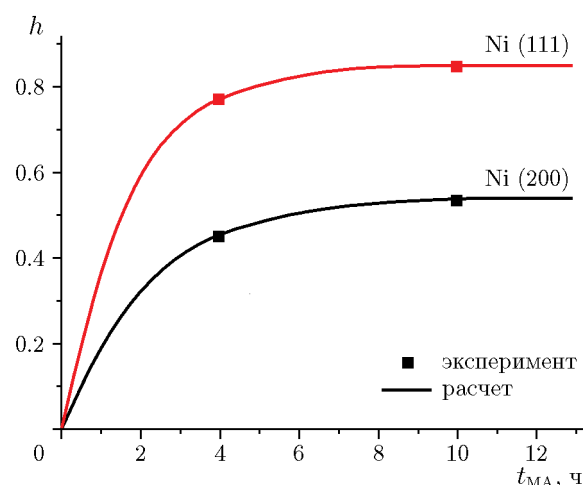


Рис. 5. Зависимость степени дефектности никеля от времени его активации

новской дифракции до и после низкоэнергетической МА; I_a — константа скорости накопления дефектов; I_r — параметр, определяющий скорость релаксации дефектов.

Если положить процесс МА в низконапряженной лабораторной мельнице изотермическим, а энергию активации релаксации не зависящей от степени дефектности, то, интегрируя (1), в конечном итоге получим

$$h = \frac{I_a}{I_r} [1 - \exp(-I_r t_{\text{МА}})]. \quad (2)$$

Математическая обработка с помощью формулы (2) представленных в таблице данных позволила получить следующие результаты: для Ni (111) — $I_a = 0.25 \text{ ч}^{-1}$, $I_r = 0.46 \text{ ч}^{-1}$; для Ni (200) — $I_a = 0.53 \text{ ч}^{-1}$, $I_r = 0.62 \text{ ч}^{-1}$.

На рис. 5 показана зависимость степени дефектности никеля от времени низкоэнергетической МА. Видно, что с продлением времени МА степень дефектности в никеле постепенно увеличивается, достигая своего предельного значения, при котором уравниваются скорости накопления и релаксации дефектов. Можно констатировать хорошее соответствие теоретических расчетов (сплошные линии) данным экспериментов (точки).

Следует также отметить, что значения полуширины пиков (111) и (200) на рис. 5 при одинаковой длительности МА в количественном отношении отличаются друг от друга, что можно объяснить различной интенсивностью дифракционных отражений пиков. В то же время наблюдается качественное подобие в поведе-

нии линий (111) и (200) от времени низкоэнергетической МА.

Термограммы синтеза в порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ (а) в режиме теплового взрыва и результаты расшифровки термограмм (б, в) представлены на рис. 6. Видно, что в условиях непрерывного действия внешнего источника энергии до воспламенения наблюдается достаточно медленный квазилинейный рост температуры образцов. После плавления алюминия и его растекания по частицам никеля происходит интенсификация химического взаимодействия между реагентами с выделением значительного количества тепла, вследствие чего температура в образцах резко повышается. После завершения реакции синтеза начинается охлаждение образцов. На этой стадии на термограммах можно выделить изотермический участок, соответствующий постпроцессам, связанным с формированием конечного продукта — интерметаллида Ni_3Al .

Анализируя рис. 6, можно констатировать, что увеличение длительности предварительной МА никеля практически не влияет на температуру воспламенения T_i , равную температуре плавления алюминия, но увеличивает период задержки воспламенения t_i . Последнее может быть связано с двумя причинами: 1) низкоэнергетическая МА никеля приводит к некоторому изменению теплофизических характеристик смеси, влияющих на динамику температуры; 2) низкоэнергетическая МА способствует укрупнению агломератов никеля (см. рис. 2), что затрудняет проникновение алюминиевого расплава в никелевый каркас и задерживает воспламенение образца. Низкоэнергетическая МА никеля, интенсифицируя процесс в целом, повышает максимальную температуру синтеза T_{max} и температурный эффект $T_e = T_{\text{max}} - T_i$. При этом уменьшается время фазообразования t_f конечного продукта на стадии постпроцессов.

Как было показано выше, низкоэнергетическая МА никеля не привела к изменению температуры воспламенения смеси в случае ее непрерывного нагрева внешним источником. Однако проведенные эксперименты с отключением внешнего источника при заданной температуре показали снижение критических параметров твердофазного воспламенения с увеличением времени предварительной низкоэнергетической МА никеля (рис. 7). Режим включения — отключения позволил обеспечить усло-

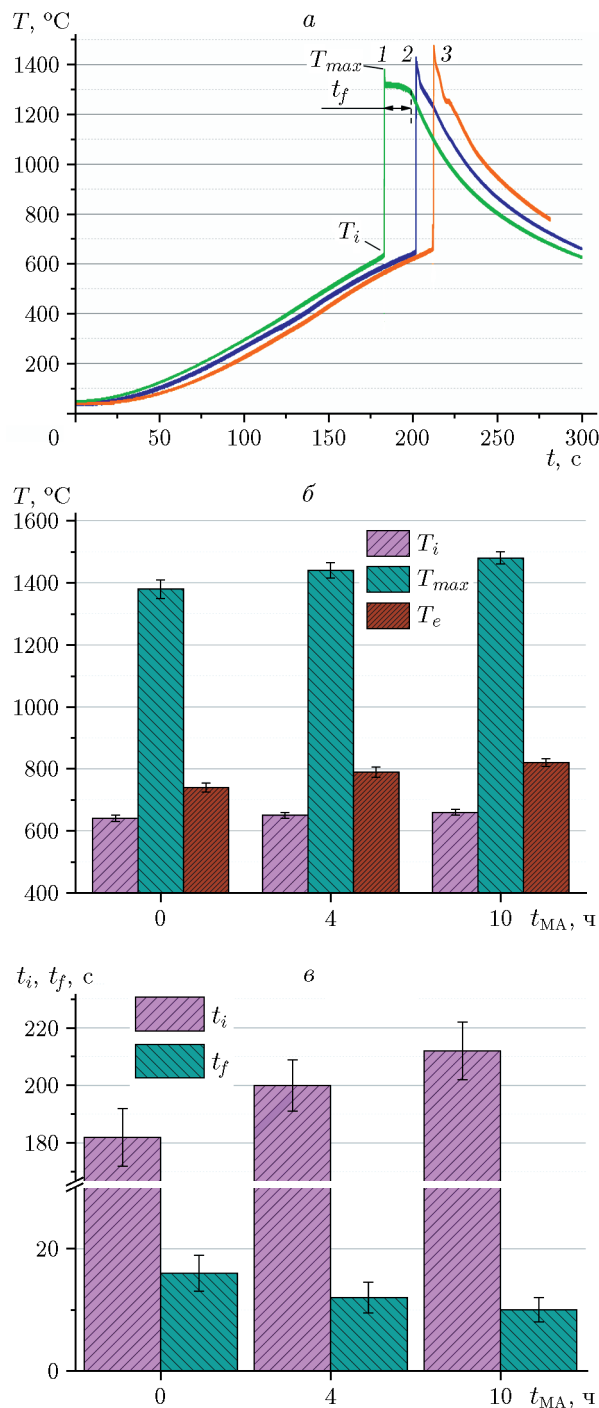


Рис. 6. Экспериментальные термограммы теплового взрыва в порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ (а) и результаты их расшифровки (б, в):

а: 1 — без низкоэнергетической МА Ni, 2 — 4 ч низкоэнергетической МА Ni, 3 — 10 ч низкоэнергетической МА Ni; б: T_i — температура воспламенения, T_{max} — максимальная температура синтеза, T_e — температурный эффект; в: t_i — время воспламенения, t_f — время фазообразования

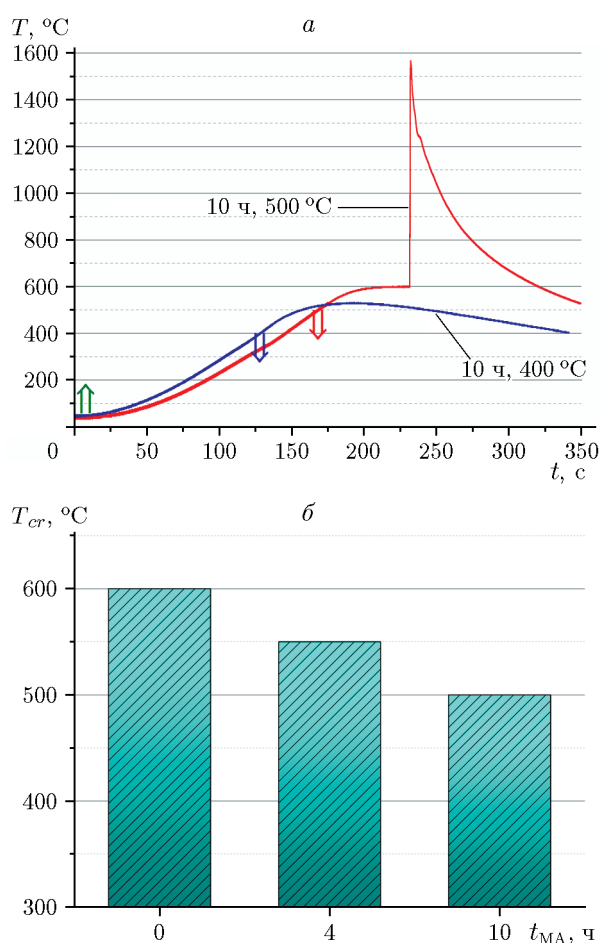


Рис. 7. Термограмма теплового взрыва порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ после 10 ч низкоэнергетической МА никеля с остановкой нагрева при 400 и 500 °C (а) и диаграмма критической температуры отключения внешнего источника нагрева (б)

вия нагрева порошковой смеси, близкие к критическим.

Температуру отключения источника варьировали с шагом 50 °C. На рис. 7 представлены типичные термограммы нагрева смеси с никелем, прошедшим 10-часовую низкоэнергетическую МА. Стрелками вверх обозначены моменты включения внешнего нагрева, стрелками вниз — моменты его отключения. Можно констатировать, что отключение источника нагрева при температуре 400 °C привело к прекращению реакции твердофазного синтеза. Нагрев смеси с активированным никелем до температуры отключения 500 °C способствовал реализации синтеза интерметаллида.

Отметим, что в смеси с неактивирован-

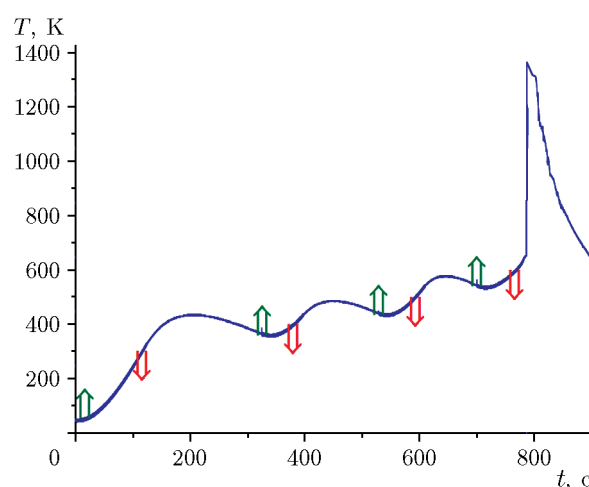


Рис. 8. Термограмма теплового взрыва порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ без низкоэнергетической МА никеля с включением (стрелки вверх) и отключением (стрелки вниз) внешнего источника нагрева

ным никелем твердофазного воспламенения реализовать не удалось (рис. 8). Как следует из рис. 8, в образце, в котором использовался не подвергавшийся низкоэнергетической МА никель, последовательность циклов включение-отключение привела к реакции синтеза в самоподдерживающемся режиме только при отключении внешнего источника нагрева в области предплавления температур (≈ 600 °C).

ВЫВОДЫ

1. Предварительная низкоэнергетическая механическая активация порошка никеля в лабораторной мельнице способствует: а) измельчению и агломерации частиц никеля; б) увеличению дефектности в кристаллической структуре никеля, проявляющейся в уширении линий рентгенофазового анализа; в) получению активированного порошка без примеси намототого вещества (в соответствии с данными рентгенофазового анализа).

2. В условиях непрерывного нагрева порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ предварительная низкоэнергетическая МА никеля интенсифицирует синтез интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва. При этом увеличивается максимальная температура синтеза, уменьшается время фазообразования конечного продукта на стадии постпроцессов. Температура воспламенения образца не зависит от времени низко-

энергетической МА и равна температуре плавления алюминия.

3. Предварительная низкоэнергетическая МА никеля уменьшает предельную температуру отключения внешнего источника нагрева, при которой возможно твердофазное воспламенение порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ в области низких температур.

4. С помощью решения обратной задачи найдены кинетические константы, определяющие кинетику дефектности в порошке никеля при его низкоэнергетической МА в лабораторной мельнице.

Авторы выражают благодарность сотруднику Томского научного центра О. А. Шкоде, содействовавшей работе над данной статьей.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Takacs L.** Self-sustaining reactions induced by ball milling // *Prog. Mater. Sci.* — 2002. — V. 47, N 4. — P. 355–414. — DOI: 10.1016/S0079-6425(01)00002-0.
2. **Рогачев А. С.** Механическая активация гетерогенных экзотермических реакций в порошковых смесях // *Успехи химии.* — 2019. — Т. 88, № 9. — С. 875–900. — DOI: 10.1070/RCR4884. — EDN: OFLDZU.
3. **Лапшин О. В., Болдырева Е. В., Болдырев В. В.** Роль смешения и диспергирования в механохимическом синтезе (обзор) // *Журн. неорг. химии.* — 2021. — Т. 66, № 3. — С. 402–424. — DOI: 10.31857/S0044457X21030119.
4. **Reddy B. S. B., Das K., Das S.** A review on the synthesis of in situ aluminum based composites by thermal, mechanical, and mechanical-thermal activation of chemical reactions // *J. Mater. Sci.* — 2007. — V. 42. — P. 9366–9378. — DOI: 10.1007/s10853-007-1827-z.
5. **Michalchuk A. A. L., Boldyreva E. V., Belenguer A. M., Emmerling F., Boldyrev V. V.** Tribochemistry, mechanical alloying, mechanochemistry: What is in a name? // *Front. Chem.* — 2021. — V. 9. — P. 685789. — DOI: 10.3389/fchem.2021.685789.
6. **Прибытков Г. А., Барановский А. В., Коржова В. В., Фирсина И. А., Коростелева Е. Н.** Синтез интерметаллидов титан — никель из механоактивированных порошковых смесей // *Физика горения и взрыва.* — 2022. — Т. 58, № 6. — С. 66–74. — DOI: 10.15372/FGV20220606. — EDN: TDQCEN.
7. **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.
8. **Корчагин М. А., Гаврилов А. И., Гришина И. В., Дудина Д. В., Ухина А. В., Бохонов Б. Б., Ляхов Н. З.** Самораспространяющийся высокотемпературный синтез монофазных МАХ-фаз Ti_3SiC_2 и Ti_3AlC_2 в механически активированных смесях исходных реагентов // *Физика горения и взрыва.* — 2022. — Т. 58, № 1. — С. 53–61. — DOI: 10.15372/FGV20220105. — EDN: DLPCFU.
9. **Mason B. A., Groven L. J., Son S. F.** The role of microstructure refinement on the impact ignition and combustion behavior of mechanically activated Ni/Al reactive composites // *J. Appl. Phys.* — 2013. — V. 114. — P. 113501. — DOI: 10.1063/1.4821236.
10. **Manukyan K. V., Mason B. A., Groven L. J., Lin Y. C., Cherukara M., Son S. F., Strachan A., Mukasyan A. S.** Tailored reactivity of Ni + Al nanocomposites: Microstructural correlations // *J. Phys. Chem. C.* — 2012. — V. 116, N 39. — P. 21027–21038. — DOI: 10.1021/jp303407e.
11. **Herbold E. B., Thadhani N. N., Jordan J. L.** Observation of a minimum reaction initiation threshold in ball-milled Ni + Al under high-rate mechanical loading // *J. Appl. Phys.* — 2011. — V. 109, N 6. — P. 066108. — DOI: 10.1063/1.3549822.
12. **Herbold E. B., Jordan J. L., Thadhani N. N.** Effects of processing and powder size on microstructure and reactivity in arrested reactive milled Al + Ni // *Acta Mater.* — 2011. — V. 59, N 17. — P. 6717–6728. — DOI: 10.1016/j.actamat.2011.07.029.
13. **Bacciochini A., Radulescu M. I., Charron-Tousignant Y., Van Dyke J., Nganbe M., Yandouzi M., Lee J. J., Jodoin B.** Enhanced reactivity of mechanically-activated nanoscale gasless reactive materials consolidated by coldspray // *Surf. Coat. Technol.* — 2012. — V. 206, N 21. — P. 4343–4348. — DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.02.024.
14. **Lapshin O., Ivanova O.** Macrokinetic mechanosynthesis model comprising multidirectional factors characterizing the effect of mechanical treatment on the combustion of activated mixtures // *Powder Technol.* — 2022. — V. 404. — P. 117419. — DOI: 10.1016/j.powtec.2022.117419.
15. **Shuck C. E., Pauls J. M., Mukasyan A. S.** Ni/Al energetic nanocomposites and the solid flame phenomenon // *J. Phys. Chem. C.* — 2016. — V. 120, N 47. — P. 27066–27078. — DOI: 10.1021/acs.jpcc.6b09754.
16. **Рогачев А. С., Кочетов Н. А., Курбаткина В. В., Левашов Е. А., Гринчук П. С., Рабинович О. С., Сачкова Н. В., Бернар Ф.** Микроструктурные аспекты безгазового горения механически активированных смесей. I. Высокоскоростная микровидео съемка состава $\text{Ni} + \text{Al}$ // *Физика горения и взрыва.* —

2006. — Т. 42, № 4. — С. 61–70. — EDN: NXZVUR.
17. **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.
18. **Корчагин М. А., Григорьева Т. Ф., Бохонов Б. Б., Шарафутдинов М. Р., Барина 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.
19. **Корчагин М. А., Григорьева Т. Ф., Бохонов Б. Б., Шарафутдинов М. Р., Барина А. П., Ляхов Н. З.** Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах. II. Влияние режимов механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения // Физика горения и взрыва. — 2003. — Т. 39, № 1. — С. 60–68. — EDN: OJMHBB.
20. **Корчагин М. А., Филимонов В. Ю., Смирнов Е. В., Ляхов Н. З.** Тепловой взрыв механически активированной смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ // Физика горения и взрыва. — 2010. — Т. 46, № 1. — С. 48–53. — EDN: LHMHWZ.
21. **Корчагин М. А., Ляхов Н. З.** Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в механически активированных составах // Хим. физика. — 2008. — Т. 27, № 1. — С. 73–78. — EDN: IBYTPH.
22. **Korchagin M. A., Filimonov V. Yu., Smirnov E. V., Lyakhov N. Z.** Thermal explosion in mechanoactivated $3\text{Ni} + \text{Al}$ mixtures // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2009. — V. 18, N 2. — P. 133–136. — DOI: 10.3103/s1061386209020113.
23. **Korchagin M. A., Grigorieva T. F., Barinova A. P., Lyakhov N. Z.** The effect of mechanical treatment on the rate and limits of combustion in SHS processes // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2000. — V. 9, N 3. — P. 307–320.
24. **Смоляков В. К., Лапшин О. В.** Макроскопическая кинетика механохимического синтеза. — Томск: Изд-во ИОА СО РАН, 2011.

*Поступила в редакцию 16.03.2023.
Принята к публикации 05.04.2023.*
