

УДК 536.46+541.124

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО 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 DPBUG

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 алюминида 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]:

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

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

© Боянгин Е. Н., Лапшин О. В., 2024.

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 алюминида 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 механокомпозитов, 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

значительно расширяются. Как правило, с продлением 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 вышеупомянутые факторы воздействия высокогенергетических планетарных мельниц с энергоподавлением порядка $(40 \div 120)g$, представляет интерес исследовать влияние снижения энергоподавления 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 $3\text{Ni} + \text{Al}$, 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 IBMT-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 никромовой спиралью для нагрева

образца и системы обработки данных. Исследуемый образец (спрессованный из порошковой смеси столбик диаметром 10 мм и длиной 10 мм, пористостью $\approx 30\%$) нагревали со скоростью ≈ 4 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$. 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 аналогоцифровой преобразователь ЛА-20USB (ЗАО «Руднев-Шиляев») поступали на вход персонального компьютера. После соответствующей обработки информацию получали в виде таблицы или графика времени — 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 $0 \div 2600$ $^{\circ}\text{C}$ погрешность не превышала 0.6 % от фактической температуры.

Дифрактограммы порошковых смесей и конечного продукта синтеза получали на дифрактометре ДРОН-3М с применением Со K_{α} -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 ($\times 10000$) 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 продлением механообработки размеры агломератов растут.

В структуре порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$, приготовленной для высокотемпературно-

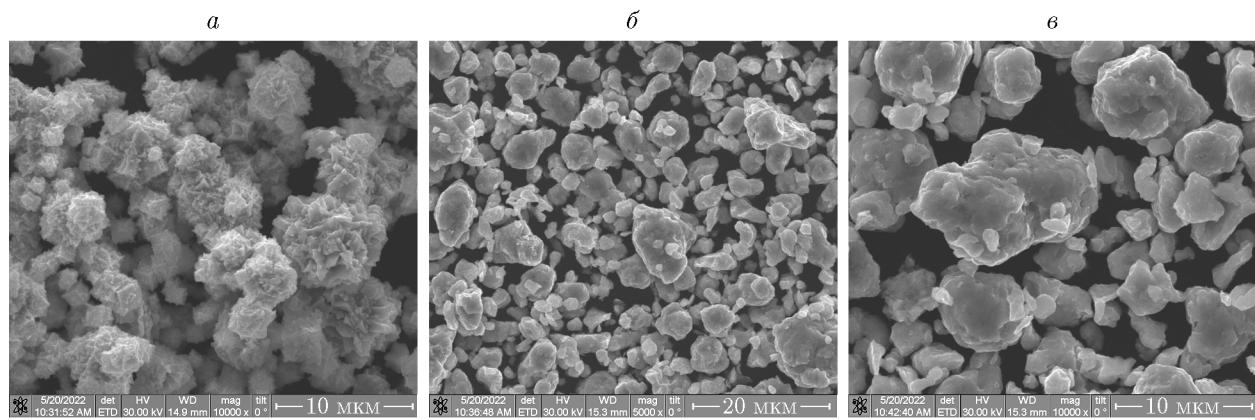


Рис. 1. СЭМ-изображения порошка никеля в исходном состоянии (*а*, $\times 10\,000$) и после 4 ч низкоэнергетической МА (*б*, $\times 5\,000$; *в*, $\times 10\,000$)

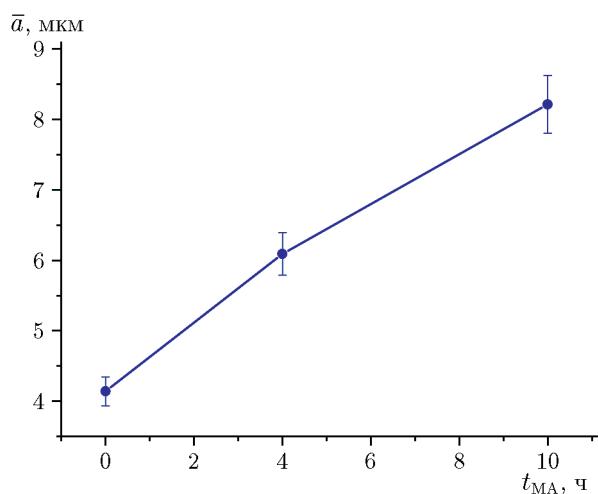


Рис. 2. Зависимость среднего размера никелевых агломератов от времени низкоэнергетической МА никеля

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.

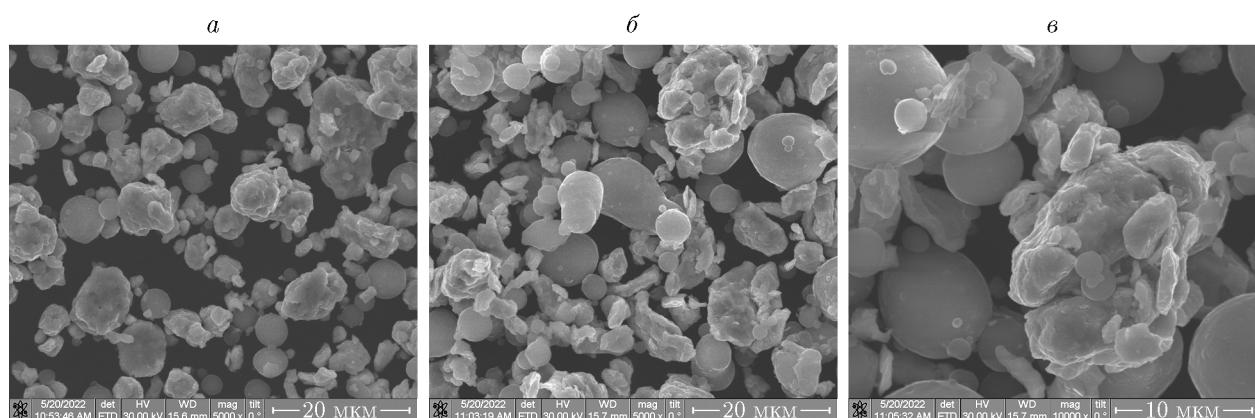


Рис. 3. СЭМ-изображения порошковой смеси Al + Ni:

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

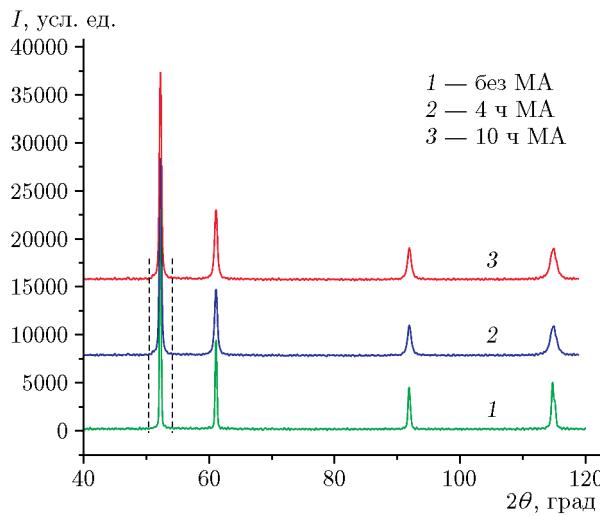


Рис. 4. Дифрактограммы порошка Ni

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]:

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

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

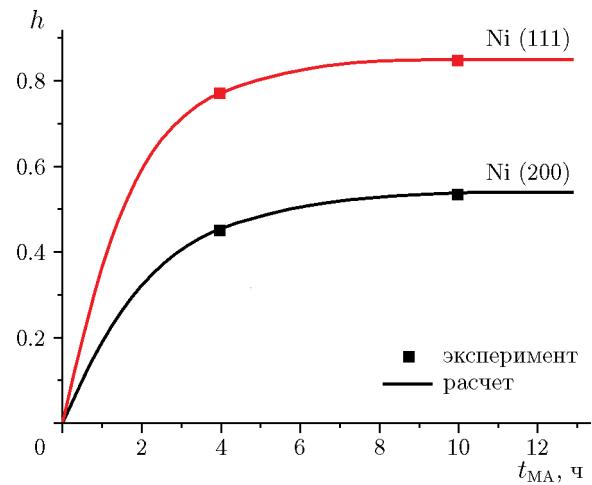


Рис. 5. Зависимость степени дефектности никеля от времени его активации

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 низкоизаженной 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 уравновешиваются 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-

ния 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 $T_e = T_{max} - T_i$. 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 условия

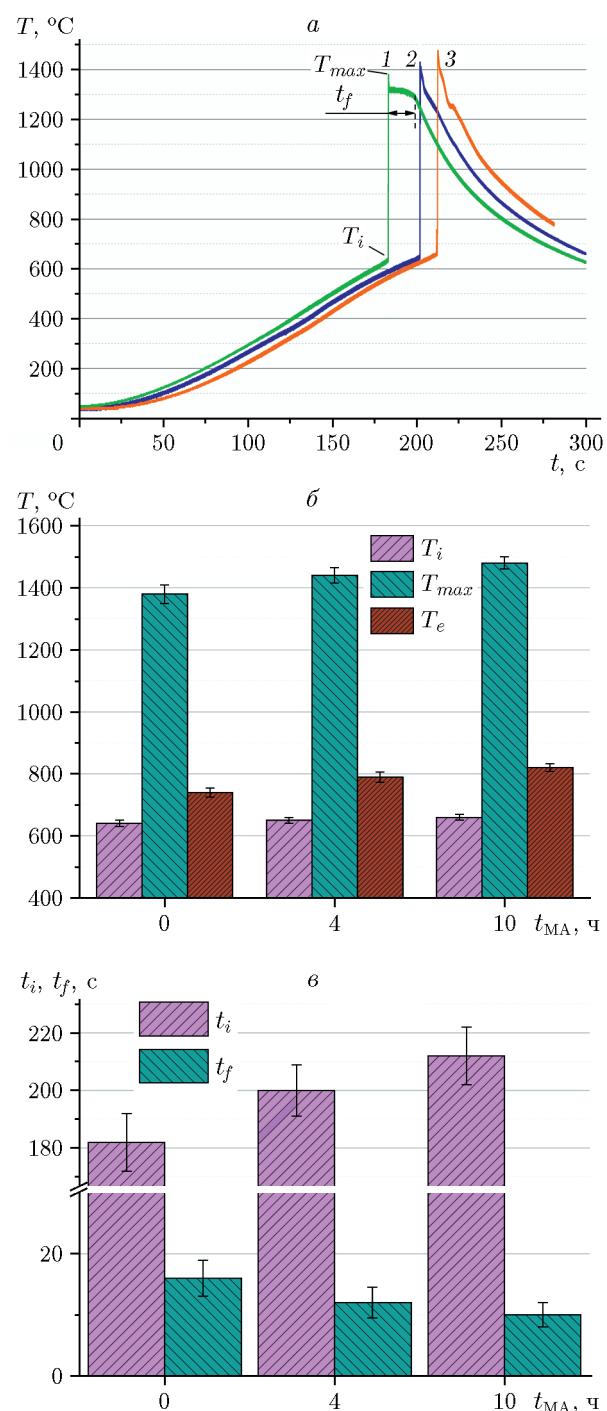


Рис. 6. Экспериментальные термограммы теплового взрыва в порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ (а) и результаты их расшифровки (б, в):

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

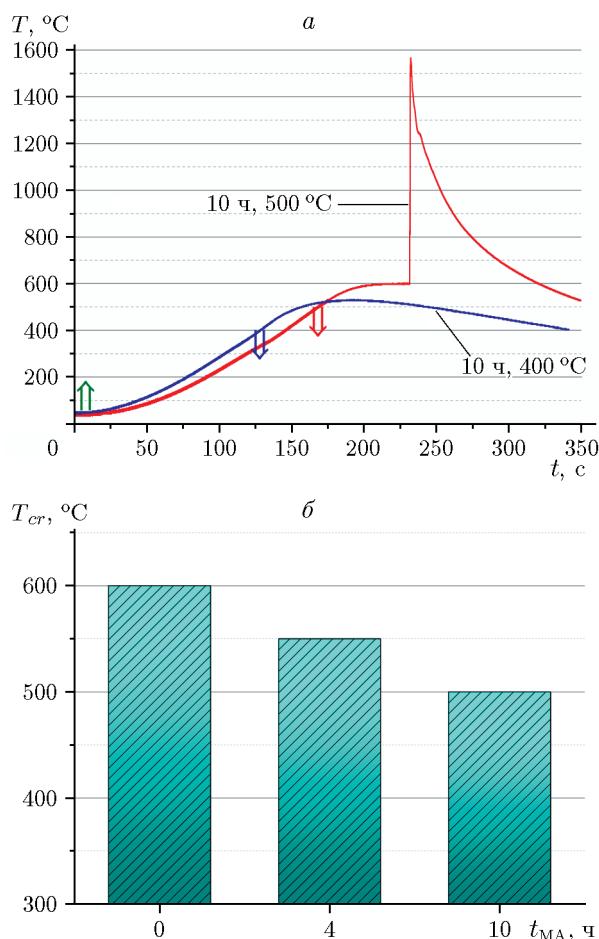


Рис. 7. Термограмма теплового взрыва порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ после 10 ч низкоэнергетической МА никеля с остановкой нагрева при 400 и 500 °C (а) и диаграмма критической температуры отключения внешнего источника нагрева (б)

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-

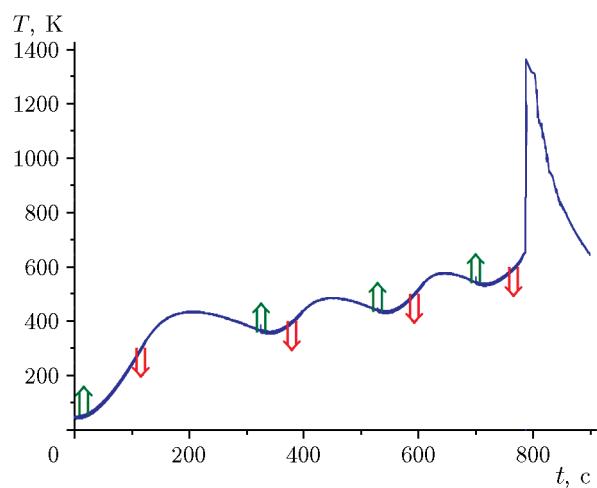


Рис. 8. Термограмма теплового взрыва порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ без низкоэнергетической МА никеля с включением (стрелки вверх) и отключением (стрелки вниз) внешнего источника нагрева

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 предплавильных 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 намотого 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 3Ni + 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., Boldyreva V. V. Tribocatalysis, mechanical alloying, mechanochemistry: What is in a name? // *Front. Chem.* — 2021. — V. 9. — 685789. — DOI: 10.3389/fchem.2021.685789.
6. Прибытков Г. А., Барановский А. В., Коржова В. В., Фирсица 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., Бахонов Б. Б., Ляхов Н. З. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез монофазных MAX-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. — 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. — 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. — 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., Бернан Ф. Микроструктурные аспекты безгазового горения механически активированных смесей. I. Высокоскоростная микровидеосъемка состава Ni + 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: UMULIF.
18. Корчагин М. А., Григорьева Т. Ф., Бахонов Б. Б., Шарафутдинов М. Р., Баринова А. П., Ляхов Н. З. Твердофазный режим горения в механически активированных CBC-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., Бахонов Б. Б., Шарафутдинов М. Р., Баринова А. П., Ляхов Н. З. Твердофазный режим горения в механически активированных CBC-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: OJMHBV.
20. **Корчагин М. А., Филимонов В. Ю., Смирнов Е. В., Ляхов Н. З.** Тепловой взрыв механически активированной смеси 3Ni + 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 3Ni + 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.