

УДК 536.46

## ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МАРГАНЦА И МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ГОРЕНИЕ СИСТЕМЫ Ni—Al—Mn

Н. А. Кочетов

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

Исследовано влияние механической активации (МА) и содержания Mn на скорость и максимальную температуру горения, удлинение образцов в процессе горения, размер композитных частиц, выход смеси после МА, фазовый состав и морфологию продуктов синтеза в системе Ni—Al—Mn. Механоактивация смеси Ni + Al + Mn расширила предел содержания марганца, при котором возможно реализовать горение образцов без предварительного подогрева, от 14 до 49 % (мас.). Предварительная МА позволила синтезировать соединение, содержащее все три исходных металла — фазу (Ni, Mn)Al, представляющую собой упорядоченный твердый раствор переменного состава на основе NiAl. Кроме того, после МА увеличились скорость горения, удлинение образцов продуктов и их пористость и уменьшилась максимальная температура горения. Увеличение доли марганца в смеси Ni + Al + Mn привело к уменьшению размера композитных частиц, удлинению образцов продуктов, максимальной температуры горения и к возрастанию выхода смеси после МА. Зависимость скорости горения от доли марганца в активированной смеси Ni + Al + Mn имеет максимум.

Ключевые слова: горение, механическая активация, интерметаллиды, алюминид никеля, Ni + Al + Mn, CBC.

DOI 10.15372/FGV20220604

### ВВЕДЕНИЕ

Система Ni + Al широко используется для получения интерметаллидов, являющихся перспективными конструкционными материалами. Эти материалы обладают такими полезными свойствами, как хорошая коррозионная стойкость, высокая теплопроводность и прочность при повышенных температурах [1, 2].

Для получения вышеупомянутых материалов применяются методы механосинтеза, порошковой металлургии и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [1–4].

Часто для улучшения эксплуатационных характеристик интерметаллида на основе Ni—Al в состав материала добавляют дополнительные элементы, что существенно расширяет возможности его применения [5, 6]. В случае добавления металла возможно получение тройных интерметаллидных соединений, например сплавов Гейслера [7, 8]. Материалы на основе сплавов Гейслера обладают высокой жаропрочностью и жаростойкостью, низкой плотностью

и малой ползучестью при повышенных температурах [9].

Сплавы на основе системы Ni—Mn—Al вызывают интерес из-за наличия структурного перехода, сопровождающегося изменением магнитных свойств [10–12]. Кроме того, вышеупомянутые сплавы привлекают к себе внимание и как потенциальные высокотемпературные сплавы с памятью формы [12–14].

Механическая активация (МА) порошковых смесей широко применяется как способ воздействия на их реакционную способность [15–20]. Композитные частицы, формирующиеся в процессе МА, как правило, состоят из слоев исходных реагентов, что значительно увеличивает площадь контакта и устраняет диффузионные затруднения между компонентами смеси [18, 19]. После активации часто осуществляется удаление оксидных и адсорбционных слоев с поверхности частиц. В смесях, подвергнутых МА, происходит интенсивная пластическая деформация материала, что создает внутренние напряжения и повышенную концентрацию дефектов кристаллической структуры [21]. Вышеупомянутые факторы позволяют использовать метод МА для реализации

горения в порошковых смесях, не горящих в обычных условиях [18, 19].

До сих пор среди опубликованных работ практически не было исследований, посвященных влиянию содержания марганца и механической активации на процесс горения системы Ni—Al—Mn. Поэтому в данной работе была поставлена цель — получить интерметаллидные сплавы на основе системы Ni—Al—Mn и экспериментально исследовать влияние МА и содержания Mn на процесс синтеза.

## 1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В данной работе использовался порошок марганца марки МР-0 (чистота 99.7 %, размер частиц менее 400 мкм), карбонильный никель марки ПНК (чистота 99.9 %, средний размер частиц 10 мкм) и порошок алюминия АСД-4 (чистота 99.2 %, средний размер частиц 10 мкм).

Исходные порошковые смеси (Ni + Al) +  $x$ Mn перемешивались в фарфоровой ступке до визуального отсутствия неоднородностей. Молярное содержание марганца изменялось от 0 до 1.5, при этом массовая доля Mn варьировалась от 0 до 49 % (см. таблицу).

Порошковые смеси подвергались механической активации в воздушной среде при ускорении 90g в механоактиваторе АГО-2 с водяным охлаждением [5, 6, 18–21]. МА продолжалась 5 мин. Соотношение массы шаров к массе смеси составляло 20 : 1, диаметр шаров 9 мм.

Порошковая смесь в процессе МА частично налипают (наклепываются) на стенки барабанов активатора и поверхность шаров [20]. Отношение массы неналипшей активированной смеси, которую можно легко извлечь после МА из барабана, к массе исходной порошковой смеси, закладываемой в барабан перед МА, принималось за выход смеси после активации [6].

Цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 13 ÷ 20 мм готовили из исходной и активированной смеси методом двухстороннего холодного прессования [5, 19, 20]. Масса образцов исходных смесей составляла 3.6 ÷ 4.5 г, давление их прессования 85 ÷ 100 кг/см<sup>2</sup>; для активированных смесей — 3.1 ÷ 3.9 г и 100 ÷ 110 кг/см<sup>2</sup> соответственно. Масса образцов и давление прессования менялись для поддержания значений относи-

Атомное соотношение компонентов в смеси Ni + Al +  $x$ Mn и их массовая концентрация

Состав	Ni, %	Al, %	Mn, %
Ni + Al	68.5	31.5	0
Ni + Al + 0.25Mn	59	27	14
Ni + Al + 0.5Mn	52	24	24
Ni + Al + 0.75Mn	46	21	33
Ni + Al + Mn	42	19	39
Ni + Al + 1.25Mn	38	17	45
Ni + Al + 1.5Mn	35	16	49

тельной плотности всех образцов в интервале 0.54 ÷ 0.6.

Горение спрессованных образцов осуществлялось в камере постоянного давления при давлении 760 Торр в инертной среде аргона [5, 6, 18–20]. Процесс записывался через смотровое стекло на видеокамеру. Горение инициировалось поджигающей таблеткой состава Ti + 2В с верхнего торца образца нагретой вольфрамовой спиралью, что обеспечивало стабильные условия зажигания. Для измерения максимальных температур горения использовалась вольфрам-ренийевая 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.

Отношение высоты сгоревших образцов к высоте исходных образцов принималось за их относительное удлинение.

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

Термодинамические расчеты выполнялись с использованием программы THERMO.

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 (НПП «Буревестник», Россия). Использовалось Fe  $K_{\alpha}$ -излучение, диапазон углов  $2\theta = 30 \div 120^{\circ}$ . Полученные данные анализировали по базе данных PDF-2.

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

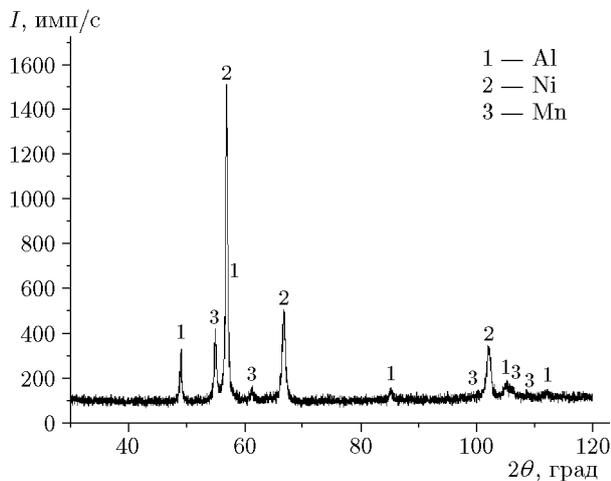


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа активированной смеси Ni + Al + 0.5Mn

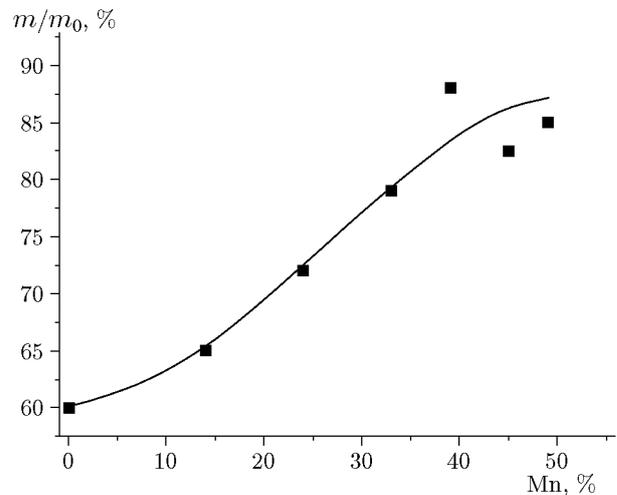


Рис. 2. Зависимость выхода смеси Ni + Al + Mn после МА от содержания марганца

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### 2.1. Рентгенофазовый анализ исходных и МА смесей

Рентгенофазовый анализ активированных смесей Ni + Al + Mn показал, что при продолжительности МА 5 мин формирование новых фаз не происходит. На рентгенограммах МА-смесей присутствовали рефлексы всех исходных компонентов (рис. 1).

Сравнение рентгенограмм исходной и активированных смесей показало уменьшение отношения интенсивности рефлексов никеля, алюминия и марганца к интенсивности фона и уширение этих рефлексов после МА. На основании этого можно сделать вывод об увеличении дефектности кристаллической структуры компонентов смесей [18–21].

### 2.2. Выход активированной смеси

Зависимость выхода смеси Ni + Al + Mn после МА ( $m/m_0$ ) от содержания марганца представлена на рис. 2. Наблюдается тенденция увеличения выхода активированной смеси с ростом концентрации Mn. Следовательно, марганец препятствует налипанию композитных частиц на шары и стенки барабана, увеличивая выход активированной смеси Ni + Al + Mn.

### 2.3. Размер и морфология композитных частиц

Исходные частицы алюминия и никеля имеют характерный размер порядка 10 мкм,

частицы марганца значительно крупнее — до 400 мкм. В процессе активации исходные частицы металлов деформируются, разрушаются и агломерируются, формируя композитные частицы, состоящие из слоев исходных компонентов [15–21].

Фотографии частиц исходной и активированной смеси Ni + Al, а также МА-смесей Ni + Al + Mn с различным содержанием марганца представлены на рис. 3. Видно, что композитные частицы, образовавшиеся после МА смеси Ni + Al (рис. 3,б), значительно крупнее частиц исходных компонентов (рис. 3,а). При добавлении в смесь небольшого количества Mn (14 %) размер композитных частиц увеличивается еще сильнее (рис. 3,в). Однако при дальнейшем повышении содержания марганца в смеси Ni + Al + Mn размер композитных частиц начинает уменьшаться (рис. 3,г).

Данные закономерности подтверждаются количественно зависимостью среднего размера композитных частиц  $d_{50}$  от доли Mn в активированной смеси Ni + Al + Mn (рис. 4). При добавлении в смесь Ni + Al небольшого количества (14 %) марганца, состоящего из крупных частиц, средний размер композитных частиц смеси Ni + Al + Mn значительно возрастает (от 37.5 до 104 мкм). При дальнейшем увеличении содержания марганца наблюдается тенденция к уменьшению среднего размера композитных частиц. Выше (см. § 2.2) было установлено, что марганец препятствует налипанию композитных частиц на шары и стенки барабана. Логично также предположить, что

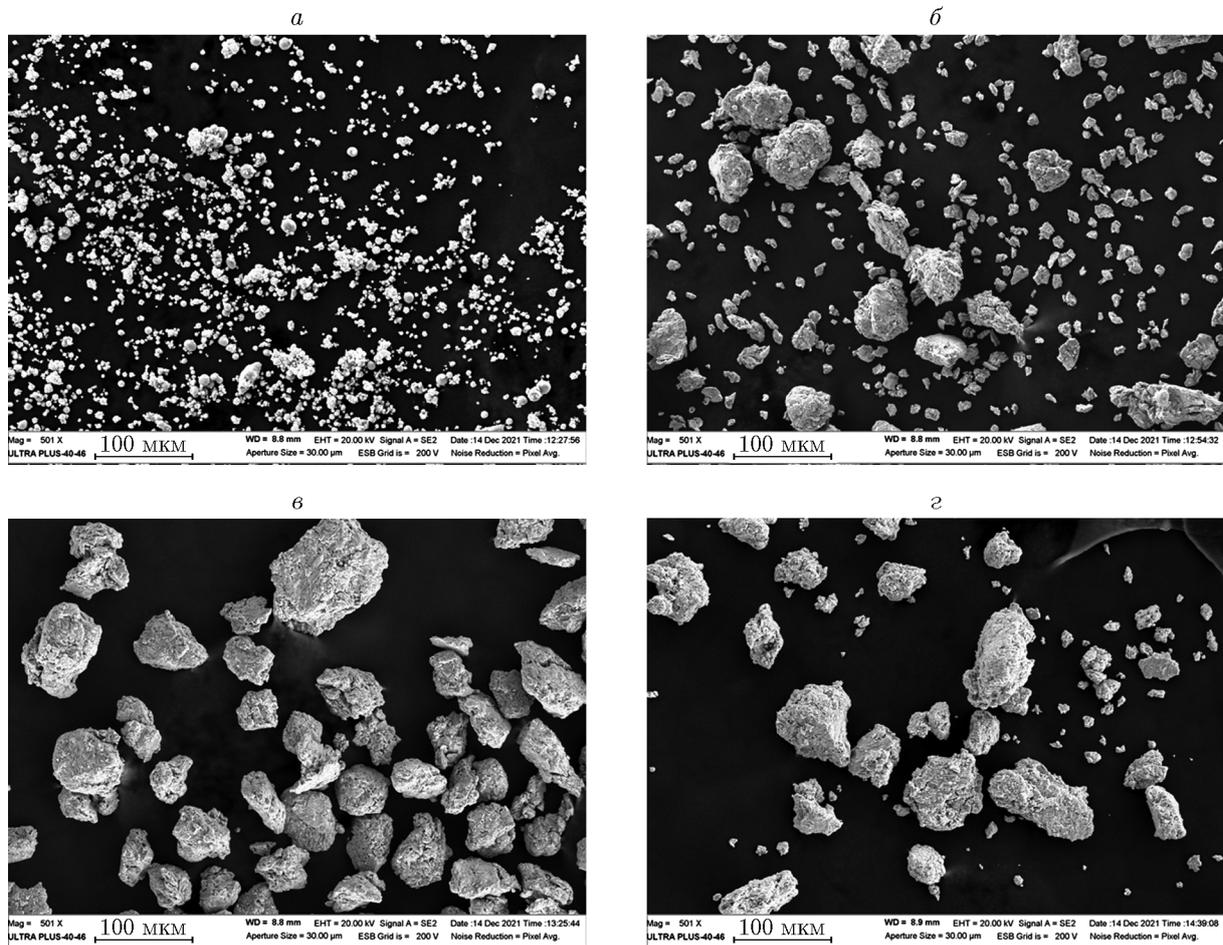


Рис. 3. Фотографии частиц исходной смеси Ni + Al (*a*), композитных частиц активированной смеси Ni + Al (*б*), композитных частиц, образовавшихся в процессе МА смесей Ni + Al + Mn с содержанием в них марганца 14 (*в*) и 33 % (*г*)

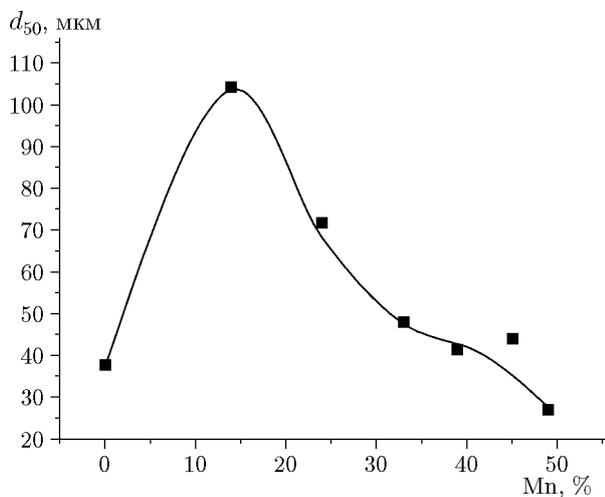


Рис. 4. Зависимость среднего размера частиц активированной смеси Ni + Al + Mn от содержания марганца

высокое содержание Mn в смеси Ni + Al + Mn препятствует агломерированию частиц исходных компонентов с образованием композитных частиц. Это приводит к уменьшению размера композитных частиц с увеличением содержания марганца.

#### 2.4. Горение образцов

Максимальное содержание марганца, при котором образцы исходной смеси Ni + Al + Mn сгорали до конца, составило 14 % (состав Ni + Al + 0.25Mn). Образцы исходной смеси состава Ni + Al + 0.5Mn (24 % Mn) не догорали до конца.

После активации смеси Ni + Al + Mn предел содержания Mn, при котором удавалось реализовать горение прессованных образцов без предварительного подогрева и образцы сгора-

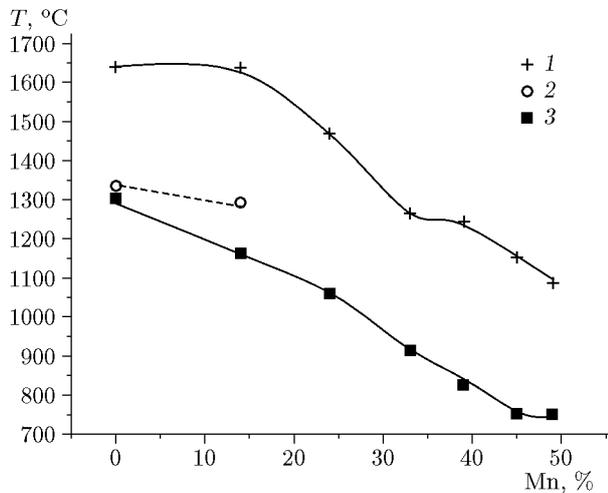


Рис. 5. Зависимость расчетной адиабатической температуры горения смеси Ni + Al + Mn (1), измеренных температур горения исходной (2) и активированной (3) смеси Ni + Al + Mn от содержания Mn

ли полностью, увеличился до 49 % (состав Ni + Al + 1.5Mn).

Расчитанная адиабатическая температура горения уменьшается с увеличением содержания марганца в смеси Ni + Al + Mn (рис. 5). Аналогично, измеренные экспериментально максимальные температуры горения исходных и активированных смесей Ni + Al + Mn также уменьшаются с увеличением содержания Mn. При этом данные измерений температуры меньше расчетных значений. Это связано с тем, что расчет проводится для адиабатических процессов. В реальных же процессах горения присутствуют теплопотери, которые не учитываются в расчете.

Кроме того, МА приводит к уменьшению максимальной температуры горения смесей Ni + Al + Mn (см. рис. 5), что ранее наблюдалось и для других систем: Ni + Ti, Ni + Al + Ti [22, 23]. Формирование в процессе активации нестабильных твердых растворов является наиболее убедительным объяснением снижения максимальных температур горения смесей после МА [24, 25]. Неравновесные перенасыщенные растворы с малым размером кристаллитов, образующиеся в процессе МА, могут обладать уникальными реакционными свойствами вследствие изменения структуры [23, 25]. Если принять, что формирование в процессе активации продуктов, представляющих собой нестабильные твердые растворы, приводит к

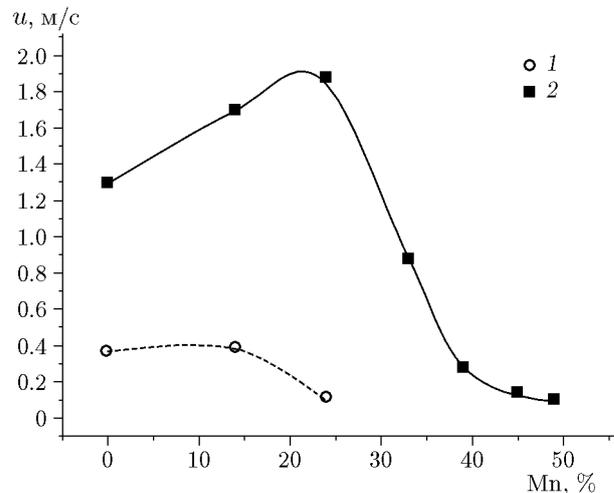


Рис. 6. Зависимость скорости горения образцов от содержания Mn в исходной (1) и активированной (2) смеси Ni + Al + Mn

понижению максимальной температуры горения смесей, данный факт можно объяснить в рамках классической теории горения [26].

Скорость горения образцов увеличилась многократно после активации смесей Ni + Al + Mn (рис. 6). Это произошло из-за отсутствия диффузионных затруднений и возрастания площади контакта между компонентами реакционной смеси, ранее это наблюдалось и для других смесей металлов [22].

Зависимость скорости горения  $u$  образцов активированной смеси Ni + Al + Mn от содержания марганца немонотонна, имеет максимум. При небольшом содержании Mn в смеси (до 24 %) скорость горения возрастает, затем при дальнейшем увеличении содержания марганца убывает. По-видимому, на участке Mn = 0 ÷ 24 % преобладающим над уменьшением теплового эффекта реакции фактором, влияющим на зависимость скорости горения от содержания Mn, является уменьшение количества выделяющихся при горении примесных газов. С увеличением доли марганца в смеси уменьшается температура горения (см. рис. 5) и, как следствие, количество выделяющихся примесных газов. Снижение давления примесных газов, выделяющихся перед фронтом горения, приводит, в соответствии с выводами конвективно-кондуктивной модели горения [27], к увеличению скорости горения. Возможно и другое объяснение уменьшения скорости горения при росте количества примесных газов перед фронтом горения: уменьшение

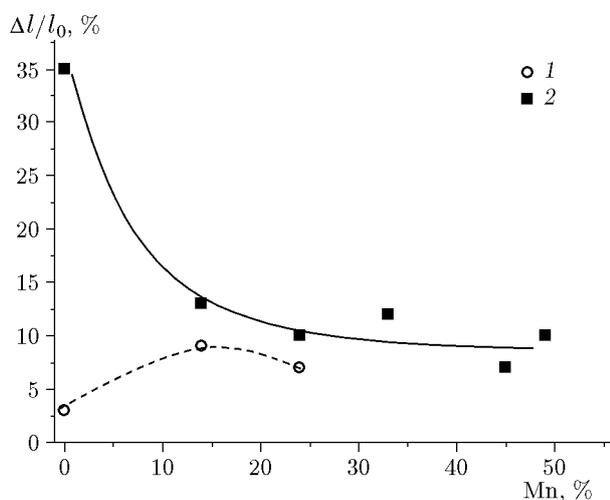


Рис. 7. Зависимости относительного удлинения сгоревшего образца от содержания Mn в исходной (1) и активированной (2) смеси Ni + Al + Mn

теплопроводности образца в зоне прогрева за счет разрыхляющего действия примесных газов [28].

На участке зависимости скорости горения от содержания марганца  $Mn \geq 24\%$  доминирующим фактором, приводящим к уменьшению скорости горения, является снижение теплового эффекта реакции из-за уменьшения максимальной температуры горения (см. рис. 5).

## 2.5. Относительное изменение длины образца после горения

В ранее опубликованных работах отмечалось, что в процессе горения образцов, как правило, изменяются их геометрические размеры — удлинение либо усадка [5, 6, 20, 22, 29, 30]. Из сравнения удлинения образцов продуктов горения активированных и исходных смесей с одинаковым содержанием марганца можно сделать вывод, что удлинение образцов  $\Delta l/l_0$  возрастает после МА (рис. 7). Как правило, в процессе МА в обрабатываемую порошковую смесь вносятся дополнительные примесные газы [22, 29, 30]. Выделение примесных газов за фронтом горения приводит к удлинению образца продуктов [5, 6, 20, 22, 31, 32].

Кроме того, удлинение образцов активированных смесей уменьшается с увеличением содержания Mn в смесях (см. рис. 7). Вероятно, главной причиной этого является уменьшение количества выделяющихся за фронтом горения

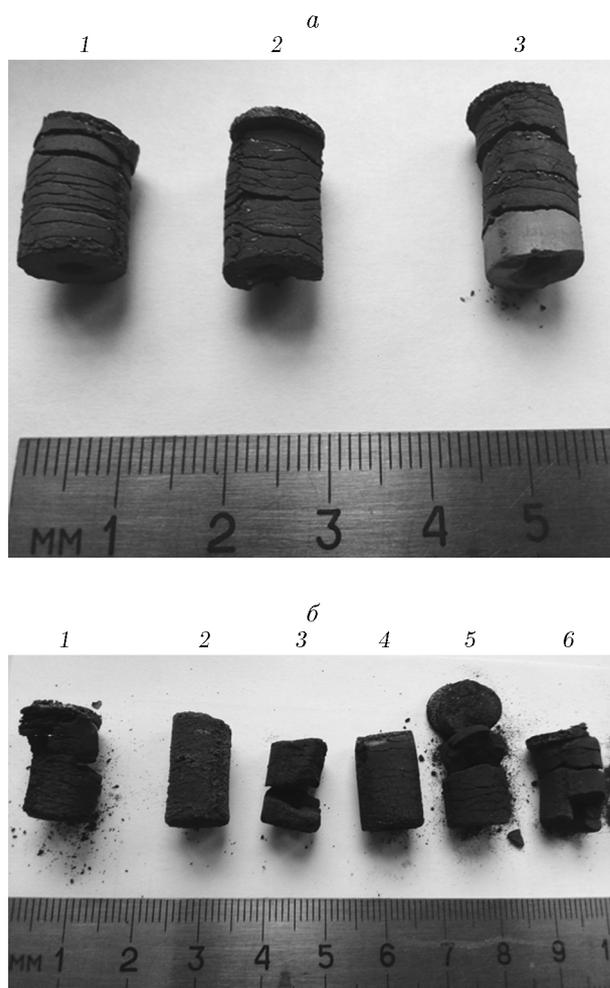


Рис. 8. Фотографии продуктов горения исходных (а) и активированных (б) смесей Ni + Al + Mn:

а — содержание Mn: 1 — 0, 2 — 14 %, 3 — 24 %;  
б — содержание Mn: 1 — 0, 2 — 14 %, 3 — 24 %, 4 — 33 %, 5 — 39 %, 6 — 45 %

примесных газов, обусловленное уменьшением температуры горения (см. рис. 5).

## 2.6. Морфология продуктов горения

В предыдущих работах было установлено, что при горении образцов из неактивированных смесей металлов (Ni + Al) исходные частицы утрачивают свою индивидуальность. Происходит их слияние с образованием монолитных продуктов, содержащих поры [33]. Это приводит к образованию достаточно прочных образцов продуктов горения исходных смесей, имеющих продольные трещины, образовавшиеся из-за выделения примесных газов (рис. 8, а) [34]. При этом образец неактивированной смеси



Рис. 9. Фотография излома продуктов горения активированной смеси Ni + Al + 1.25Mn

Ni + Al + 24 % Mn не догорел до конца (образец 3 на рис. 8, а).

Ранее было показано, что при горении образцов активированных смесей композитные частицы смесей металлов (например, Ni + Al), полученные механической активацией, сохраняют свою индивидуальность после горения, в отличие от частиц исходной смеси [33, 34]. Кроме того, как уже отмечалось выше, в процессе МА в обрабатываемую реакционную смесь вносятся дополнительные примесные газы [22, 29, 30, 34]. Выделение этих газов при горении образцов активированных смесей приводит к образованию высокопористых продуктов реакции из слабо спеченных между собой сохранившихся частиц (рис. 8, б).

Высокая пористость образцов продуктов МА-смесей не позволила изготовить из них шлиф — образцы были очень непрочными. Фотография излома образца продуктов горения активированной смеси Ni + Al + 1.25Mn представлена на рис. 9. Видны крупные композитные частицы, сохранившие свою индивидуальность в продуктах горения.

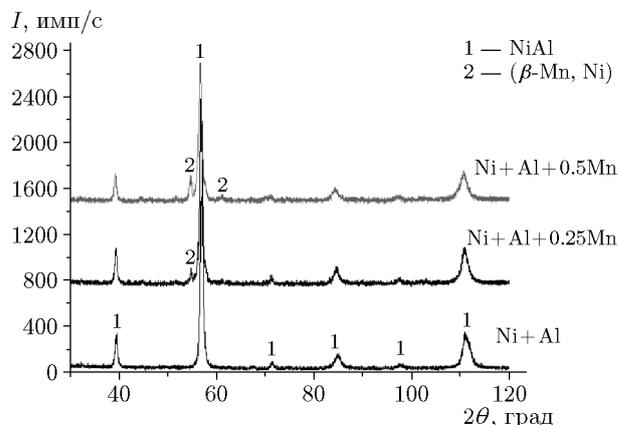


Рис. 10. Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза исходных смесей Ni + Al + Mn с различным содержанием марганца

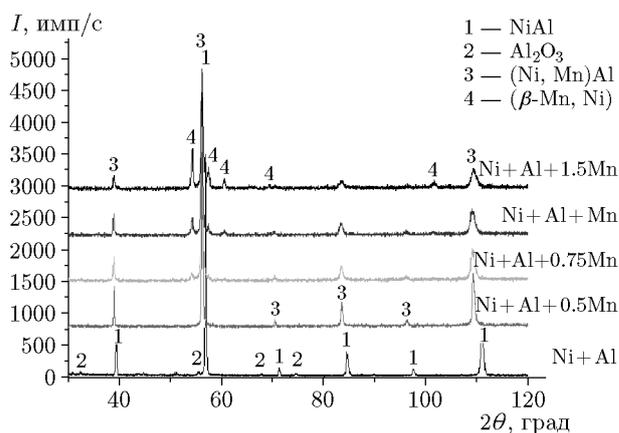


Рис. 11. Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза МА-смесей Ni + Al + Mn с различным содержанием марганца

## 2.7. Фазовый состав продуктов синтеза

Основными фазами в продуктах синтеза исходных смесей являются алюминид никеля NiAl и  $(\beta\text{-Mn, Ni})$  — твердый раствор никеля в высокотемпературной модификации марганца (в случаях, когда марганец содержится в составе исходной смеси) (рис. 10). То есть при горении исходных, неактивированных смесей соединение, содержащее три металла, синтезировать не удалось.

По результатам рентгенофазового анализа в продуктах горения активированной смеси Ni + Al без марганца наблюдаются рефлексы фазы NiAl и следы оксида  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (рис. 11). Небольшое количество кислорода могло содержаться в аргоне, в котором осуществлялся процесс горения. Синтезированные сплавы

на основе активированных смесей Ni + Al + Mn имеют в своем составе соединение трех металлов — фазу (Ni, Mn)Al, представляющую собой упорядоченный твердый раствор переменного состава на основе NiAl, в котором часть атомов Ni замещена атомами Mn. Данный вывод можно сделать исходя из небольшого сдвига рефлексов, соответствующих (Ni, Mn)Al, в сторону меньших углов с увеличением содержания Mn в МА-смесях Ni + Al + Mn.

При массовой доле Mn в МА-смеси 33 % и более продукты синтеза содержат также рефлекс твердого раствора  $\beta$ -(Mn, Ni), интенсивность которых возрастает с увеличением содержания марганца в активированной смеси Ni + Al + Mn.

Отношение интенсивности рефлексов твердого раствора (Ni, Mn)Al к интенсивности фона уменьшается с увеличением содержания Mn в МА-смеси Ni + Al + Mn (см. рис. 11).

Результаты данного исследования могут найти применение для оптимизации получения сплавов в системе Ni—Al—Mn.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

МА расширяет предел содержания Mn в смеси Ni + Al + Mn, при котором образцы сгорают полностью без предварительного подогрева, от 14 до 49 %.

После МА уменьшается максимальная температура горения, увеличиваются скорость горения и удлинение образцов продуктов.

МА приводит к образованию высокопористых продуктов горения, имеющих в составе соединение, содержащее три металла — фазу (Ni, Mn)Al, представляющую собой упорядоченный твердый раствор переменного состава на основе NiAl.

Увеличение содержания Mn в смеси Ni + Al + Mn приводит к возрастанию выхода смеси и уменьшению размера композитных частиц после МА.

С увеличением содержания Mn уменьшаются максимальная температура горения и удлинение сгоревших образцов МА-смесей Ni + Al + Mn.

Зависимость скорости горения активированных смесей Ni + Al + Mn от содержания Mn немонотонна, имеет максимум.

Автор работы признателен Р. А. Кочеткову, И. Д. Ковалеву, О. Д. Боярченко, М. Л. Бусуриной за помощь в экспериментах, Б. С. Сеп-

лярскому и А. Е. Сычеву за полезные советы и обсуждение.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Sanin V. N., Ikornikov D. M., Andreev D. E., Yukhvid V. I., Levashov E. A., Pogozhev Yu. S. Cast NiAl/Ni<sub>20</sub>Al<sub>3</sub>B<sub>6</sub> 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., Pogozhev Yu. S., Sanin V. N., Ikornikov D. M., Andreev D. E., Yukhvid 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. Wang J. Mechanical alloying of amorphous Al—SiO<sub>2</sub> powders // *J. Alloys Compd.* — 2008. — V. 456, N 1-2. — P. 139–142. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2007.02.027.
4. 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.
5. Кочетов Н. А., Сычев А. Е. Влияние содержания SiO<sub>2</sub> и механической активации на горение системы Ni—Al—SiO<sub>2</sub> // *Физика горения и взрыва.* — 2020. — Т. 56, № 5. — С. 32–38. — DOI: 10.15372/FGV20200502.
6. 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.
7. 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.
8. Lin W., Freeman A. J. Cohesive properties and electronic structure of Heusler L21-phase compounds Ni<sub>2</sub>XAl (X = Ti, V, Zr, Nb, Hf, and Ta) // *Phys. Rev. B. Condens. Mater.* — 1992. — V. 45, N 1. — P. 61–68. — DOI: 10.1103/PhysRevB.45.61.
9. Sreenivasa Reddy P. V., Kanchana V. Ab initio study of Fermi surface and dynamical properties of Ni<sub>2</sub>XAl (X = Ti, V, Zr, Nb, Hf and Ta) // *J. Alloys Compd.* — 2014. — V. 616. — P. 527–534. — DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2014.07.020.
10. Sutou Y., Ohmura I., Kainuma R., Ishida K. Ordering and martensitic transformations of Ni<sub>2</sub>AlMn Heusler alloys // *Metall. Mater. Trans. A.* — 1998. — V. 29. — P. 2225–2227. — DOI: 10.1007/s11661-998-0047-8.

11. Mañosa L., Planes A. Magnetic properties and martensitic transition in annealed  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Al}_{20}$  // *J. Appl. Phys.* — 2003. — V. 93. — P. 8498–8500. — DOI: 10.1063/1.1555977.
12. Xuan H. C., Chen F. H., Han P. D., Wang D. H., Du Y. W. Effect of Co addition on the martensitic transformation and magnetocaloric effect of Ni—Mn—Al ferromagnetic shape memory alloys // *Intermetallics*. — 2014. — V. 47. — P. 31–35. — DOI: 10.1016/j.intermet.2013.12.007.
13. Büsgen T., Feydt J., Hassdorf R., Thienhaus S., Zayak A., Entel P., Moske M. Ab initio calculations of the ferromagnetic shape memory alloy Ni—Mn—Al // *Phase Transitions*. — 2005. — V. 78, N 1-3. — P. 267–276. — DOI: 10.1080/01411590412331316528.
14. Kainuma R., Gejima F., Sutou Y., Ohnuma I., Ishida K. Ordering, martensitic and ferromagnetic transformations in Ni—Al—Mn Heusler shape memory alloys // *Mater. Trans.* — 2000. — V. 41, N 8. — P. 943–949. — DOI: 10.2320/matertrans1989.41.943.
15. 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.
16. 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.
17. 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.
18. 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.
19. 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.
20. Kochetov N. A., Sytshev A. E. Effects of magnesium on initial temperature and mechanical activation on combustion synthesis in Ti—Al—Mg system // *Mater. Chem. Phys.* — 2021. — V. 257. — 123727. — DOI: 10.1016/j.matchemphys.2020.123727.
21. Кочетов Н. А., Ковалев И. Д. Рентгенографическое исследование структурных изменений при механической активации смеси Ni + Al с использованием порошков никеля, полученных разными способами // *Неорг. материалы*. — 2019. — Т. 55, № 2. — С. 215–218. — DOI: 10.1134/S0002337X19020052.
22. 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.
23. Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С. Зависимости скоростей горения и максимальных температур синтеза от начальной температуры образцов из исходной и активированных смесей Ti + Ni // *Хим. физика*. — 2020. — Т. 39, № 9. — С. 39–44. — DOI: 10.31857/S0207401X20090058.
24. Рогачёв А. С., Мукасьян А. С. Горение гетерогенных наноструктурных систем (обзор) // *Физика горения и взрыва*. — 2010. — Т. 46, № 3. — С. 3–30.
25. Wen C. E., Kobayashi K., Sugiyama A., Nishio T., Matsumoto A. Synthesis of nanocrystallite by mechanical alloying and in situ observation of their combustion phase transformation in  $\text{Al}_3\text{Ti}$  // *J. Mater. Sci.* — 2000. — V. 35, N 8. — P. 2099–2105. — DOI: 10.1023/A:1004763713031.
26. Зельдович Я. Б., Баренблатт Г. И., Либрович В. Б., Махвиладзе Г. М. Математическая теория горения. — М.: Наука, 1980.
27. Сеплярский Б. С. Природа аномальной зависимости скорости горения безгазовых систем от диаметра // *Докл. РАН*. — 2004. — Т. 396, № 5. — С. 640–643.
28. Рогачев А. С. О микрогетерогенном механизме безгазового горения // *Физика горения и взрыва*. — 2003. — Т. 39, № 2. — С. 38–47.
29. 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.
30. 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. 90–93. — DOI: 10.3103/S1061386216040105.
31. Kamynina O. K., Rogachev A. S., Sytshev 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.
32. 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.

33. **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 микровидеосъемка состава Ni + Al // Физика горения и взрыва. — 2006. — Т. 42, № 4. — С. 61–70.
34. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Закономерности горения системы Ni + Al при пониженном давлении окружающего газа // Хим. физика. — 2017. — Т. 36, № 4. — С. 50–55. — DOI: 10.7868/S0207401X17040082.

*Поступила в редакцию 24.12.2021.*

*После доработки 16.02.2022.*

*Принята к публикации 30.03.2022.*

---