

УДК 534.222.2

ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ, ОБРАЗОВАВШЕГОСЯ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ СМЕСЕЙ АЛЮМИНИЯ С НИКЕЛЕМ В ПЛОСКИХ АМПУЛАХ СОХРАНЕНИЯ

А. Н. Жуков¹, В. В. Якушев¹, С. Ю. Ананьев², В. В. Добрыгин^{1,3},
А. Ю. Долгобородов^{2,4}

¹Институт проблем химической физики РАН, 142432 Черноголовка, azhukov@icp.ac.ru

²Объединенный институт высоких температур РАН, 125412 Москва

³Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, 119991 Москва

⁴Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 115409 Москва

Приведены подробные данные о результатах рентгенографического исследования эквимольярных смесей никеля и алюминия различной дисперсности до и после ударно-волнового нагружения в плоских ампулах сохранения.

Ключевые слова: ударные волны, алюминий, никель, алюминид никеля, получение, механо-активация, микроискажения решетки, размер кристаллитов.

DOI 10.15372/FGV20180110

ВВЕДЕНИЕ

Взаимодействие в системе никель — алюминий изучалось неоднократно, и данные по фазовой диаграмме достаточно полно отражены в справочной литературе, например в [1]. Установлено образование пяти соединений: Al_3Ni , Al_3Ni_2 , AlNi , Al_3Ni_5 и AlNi_3 . Единственным конгруэнтно плавящимся среди них является AlNi с довольно широкой областью гомогенности от 45 до 59.9 ат. % Ni при комнатной температуре, что соответствует области соединений $\text{Ni}_{0.45}\text{Al}_{0.55}$ — $\text{Ni}_{0.599}\text{Al}_{0.401}$. При повышении температуры область гомогенности NiAl расширяется и составляет 42.5 ÷ 69.6 ат. % Ni. Температура плавления соединения AlNi равна 1638 °С, что выше температуры плавления никеля (1455 °С). Интерметаллид AlNi имеет кубическую кристаллическую структуру (структурный тип CsCl) с пространственной группой $Pm\bar{3}m$. На зависимости параметра кристаллической решетки в области гомогенности AlNi для состава, близкого к эквиаtomному, наблюдается четко выраженный максимум [2] (рис. 1). Наличие максимума

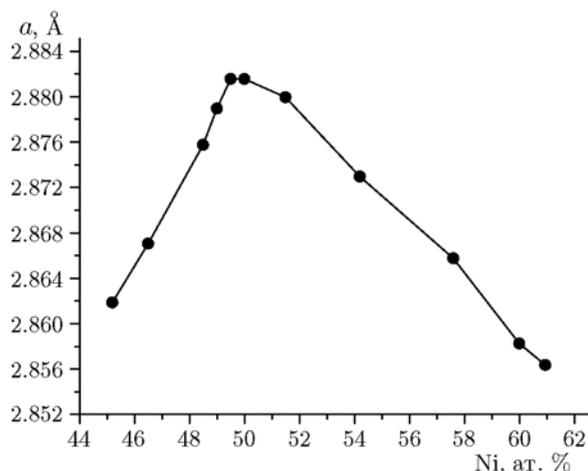


Рис. 1. Зависимость параметра ячейки NiAl от состава [2]

на кривой объясняется различиями в механизмах образования интерметаллида. При избытке никеля образуется твердый раствор замещения, атомы никеля статистически замещают атомы алюминия. При избытке алюминия образуется твердый раствор вычитания, структура становится дефектной: некоторые позиции никеля остаются пустыми и эти пустоты статистически распределяются по объему кристалла [2].

Соединения системы Al—Ni обладают высоким для интерметаллидов тепловым эффек-

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках программы фундаментальных исследований Президиума РАН № I.13П «Теплофизика высоких плотностей энергии» и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-29-01030).

© Жуков А. Н., Якушев В. В., Ананьев С. Ю., Добрыгин В. В., Долгобородов А. Ю., 2018.

том образования (энтальпия образования AlNi $\Delta H_{298} = 133.7$ кДж/моль [3]), что делает возможным протекание реакции в смесях порошков никеля и алюминия в режиме самоподдерживающегося горения. Получению AlNi и AlNi_3 в таком режиме, т. е. методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) или теплового взрыва (ТВ), посвящено большое количество работ, отметим лишь некоторые из них, связанные с изучением изменения фазового состава реагирующих смесей в ходе реакции. В работах [4–7] исследовалась реакция в смесях с исходным составом, соответствующим соединению AlNi_3 . Показано [6], что в начальный момент реакции происходит образование алюминидов никеля, по составу отличных от AlNi_3 . По окончании реакции в продуктах кроме AlNi_3 обнаруживаются AlNi и Ni (в работе [7] — Ni , Al , Al_3Ni_2 и Al_3Ni_5). В работах [8–18] исследовались смеси, по составу близкие к AlNi . В некоторых работах указывается на образование AlNi через промежуточные фазы, в других отмечается образование AlNi без промежуточных фаз. Результатом реакции является алюминид никеля AlNi , в котором другие фазы системы Al-Ni либо не обнаруживаются, либо содержатся в небольшом количестве в качестве примеси. В работе [12] методом динамической рентгенографии показано, что в первый момент времени происходит образование твердого раствора с объемно-центрированной структурой типа $\alpha\text{-Fe}$, в дальнейшем наблюдается упорядочение атомов алюминия и никеля с образованием структуры AlNi типа CsCl .

Реакции в системе Al-Ni обычно инициируются за счет локального (СВС) или общего (ТВ) разогрева смеси тем или иным способом. Наибольший тепловой эффект и наивысшие температуры достигаются в эквиатомных составах [15]. Механохимическая активация исходных смесей, как и дисперсность исходных никеля и алюминия, может влиять на скорость и характер реакции [4, 5, 8–11, 19–25]. Скорости реакций при этом относительно невелики и соответствуют времени порядка секунд или долей секунды [16, 17, 26]. Однако, как сообщалось в [27–29], инициирование подобных реакций ударной волной может приводить к ускорению реакции на много порядков, вплоть до реализации так называемой твердофазной детонации. В работе [30] исследовались образцы, сохраненные после воздействия удар-

ной волны. При этом исходный состав образцов сильно отличался от эквиатомного. Рентгенофазовый анализ продуктов реакции показал их многофазность, состав образцов не соответствовал термодинамически равновесному состоянию, следующему из фазовой диаграммы Al-Ni . В работе [31] эквиатомные смеси микронных порошков Al и Ni в цилиндрических ампулах сохранения подвергались нагружению сходящейся ударной волной, были найдены условия полного взаимодействия компонентов с образованием интерметаллида AlNi . Однако в цилиндрической симметрии не удается обеспечить одинаковые условия нагружения по сечению в центре и на периферии образца, что приводит к неоднородности кристаллической структуры.

Эксперименты в ампулах сохранения не дают прямой информации о том, когда произошла реакция — во время ударного сжатия или после него, т. е. когда она была лишь инициирована ударной волной. Для получения такой информации требуется проведение достаточно трудоемких экспериментов, основанных на регистрации быстропротекающих процессов, происходящих непосредственно при ударном сжатии. Выполнять такие эксперименты целесообразно с порошками, обладающими высокой реакционной способностью. Предварительно необходимо убедиться в полноте протекания реакции, воспользовавшись ампулами сохранения. Желательно, чтобы условия нагружения в ампулах сохранения максимально соответствовали условиям в экспериментах, основанных на регистрации быстропротекающих процессов. Это предполагает использование плоской схемы нагружения [32, 33].

В работе представлены результаты исследования реакции взаимодействия алюминия и никеля, вызываемой ударной волной, с использованием ампул сохранения с плоской схемой нагружения. Составы двух типов механоактивированных смесей с сильно различающимися размерами частиц исходных никеля и алюминия соответствовали интерметаллиду AlNi .

ПРИГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ

Образцы изготавливались из эквимольной смеси порошков алюминия и никеля различной дисперсности (микро и нано) путем прессования в таблетки диаметром 20 мм и толщиной 1.4 мм. Усилие прессования подбиралось таким, чтобы обеспечить максимальные

Усилие прессования и характеристики образцов Al/Ni (31.5/68.5 масс. %)

Образцы Al + Ni	Усилие прессования, т/см ²	Диаметр, мм	Толщина, мм	Плотность, г/см ³	Пористость, %	Масса, г
Микро	6.5	19.867	1.380	4.043	21.7	1.729
Нано	8.5	19.885	1.402	4.024	22.1	1.752

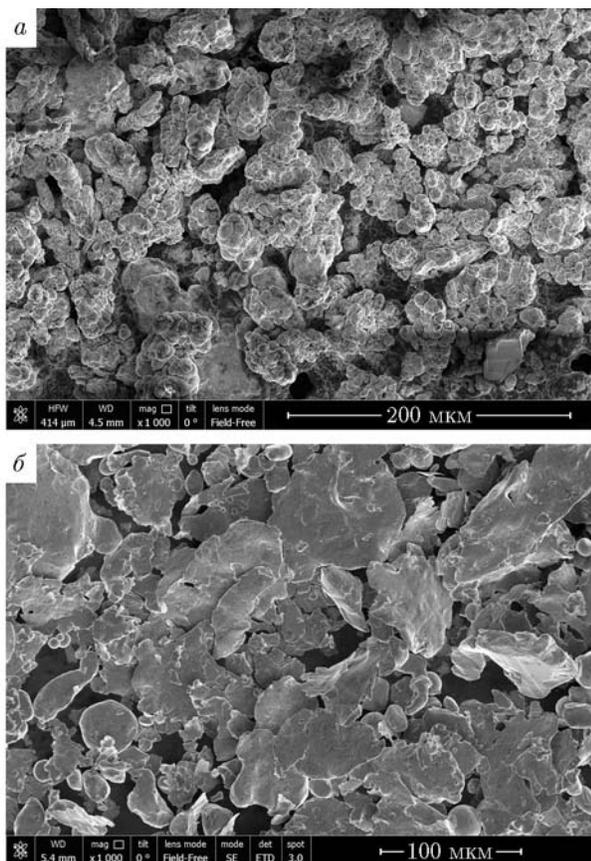


Рис. 2. Изображение микрочастиц никеля (а) и алюминия (б)

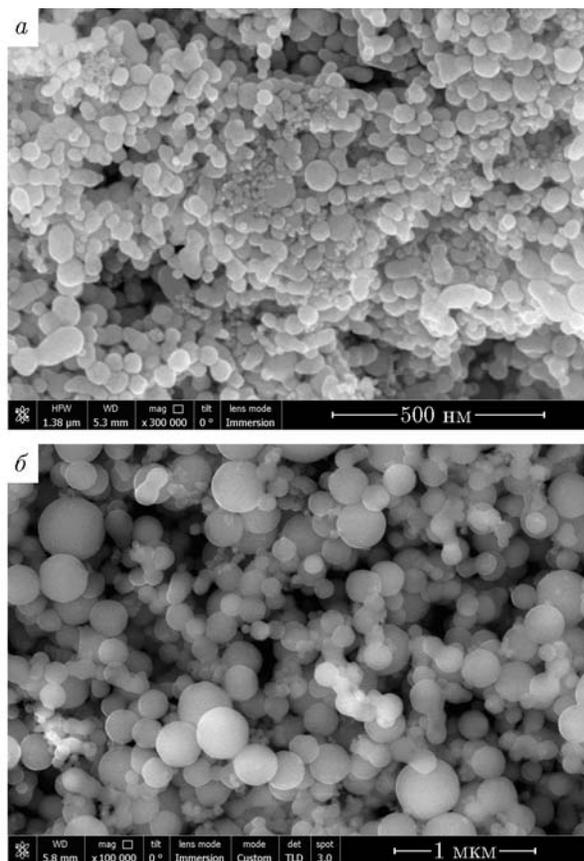


Рис. 3. Изображение наночастиц никеля (а) и алюминия (б)

(ограничиваются прочностью пресс-формы) и примерно равные плотности образцов. Усилия прессования и характеристики образцов приведены в таблице. Плотность образцов составила около 78 % от теоретической. Перед прессованием смеси из микрочастиц проходили механическую активацию в шаровой мельнице. Для приготовления смесей с микронными размерами частиц использовались стандартные порошки: никель — порошок ПНК-1, алюминий — пудра ПП-2л. Изображения частиц исходных реагентов, полученные на электронном микроскопе (Г. Е. Вальяно, ОИВТ РАН), представлены на рис. 2.

Смешение и механоактивацию смесей проводили в шаровых мельницах (И. В. Колбанев и А. А. Шевченко, ИХФ РАН, г. Москва). На стадии предварительной активации необходимо найти условия механообработки, обеспечивающие повышение реакционной способности смесей при отсутствии реагирования компонентов. В результате предварительных исследований были найдены оптимальные условия смешения и активации микро- и наноконпонентов. Сухие смеси с микронными порошками обрабатывались в течение 7 мин в вибрационной мельнице конструкции Аронова с последующим добавлением гексана и дополнитель-

ной обработкой в жидкости в течение 1 мин.

Наночастицы никеля и алюминия получены в ИНЭПХФ РАН, г. Москва, на установке МИГЕН методом Гена — Миллера [34]. Изображения наночастиц исходных компонентов представлены на рис. 3. Смешение порошков (около 5 мин) и механоактивацию полученных наносмесей проводили подобно смесям окислитель — горючее в планетарной мельнице «Активатор-2SL» (ЗАО «Активатор», Новосибирск) при водяном охлаждении циклами по 60 с, общее время активации 15 мин. Особенности активации смесей с высокой реакционной способностью описаны в [35].

УДАРНОЕ СЖАТИЕ ОБРАЗЦОВ И МЕТОДИКА ИХ СОХРАНЕНИЯ

Изготовленные образцы помещались в медные ампулы сохранения и подвергались ударно-волновому нагружению. С целью уменьшения разогрева образцов за счет ударного сжатия было выбрано взрывное метательное устройство, обеспечивающее относительно невысокие параметры ударно-волнового нагружения. Для генерации ударных волн в образцах использовалась сборка, изображенная на рис. 4. Детонатор 1 инициировал детонацию во взрывной линзе 2, которая формировала плоскую ударную волну в алюминиевом удар-

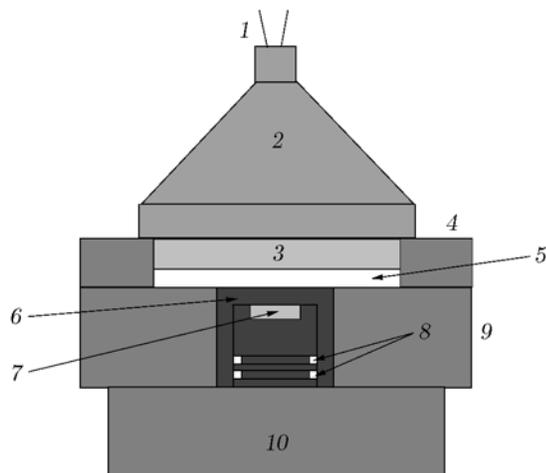


Рис. 4. Схема экспериментальной сборки:

1 — детонатор, 2 — генератор плоской ударной волны, 3 — алюминиевый ударник, 4 — стальное кольцо, 5 — база разгона ударника, 6 — ампула сохранения, 7 — образец, 8 — кольцевые зазоры, 9 — стальное охранное кольцо, 10 — стальная подставка

нике 3 толщиной 7 мм и диаметром 90 мм, впрессованном в стальное кольцо 4. Ударник разогнался на базе полета 5 длиной 9 мм. В момент столкновения с ампулой сохранения 6 скорость ударника составляла 1.13 км/с. Для предотвращения бокового разрушения ампулы ее запрессовывали в стальное охранное кольцо 9. Образец 7 находился на глубине 5 мм внутри ампулы. Ударная волна, сформированная ударником в крышке ампулы, проходила через образец и распространялась дальше в сторону подставки 10. После нескольких циркуляций ударной волны по образцу из-за ее переотражений на границе образец — медь в нем достигалось максимальное давление 13.5 ГПа. Для предотвращения выброса внутренней части ампулы вместе с образцом были предусмотрены кольцевые зазоры 8, в которые, вследствие пластической деформации материала ампулы, выдавливалась медь и запирала ампулу. Подставка предотвращала разрушение нижней части ампулы после выхода на ее поверхность ударной волны.

После эксперимента ампулы вскрывали на токарном станке. Сохраненное вещество извлекали и исследовали рентгенографическими методами.

РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ

Рентгенографическое исследование образцов проводилось на дифрактометре ДРОН-4, излучение $\text{CuK}\alpha$, фильтр Ni. Зависимость интенсивности излучения от угла 2θ регистрировалась в диапазоне углов $10 \div 165^\circ$ пошаговым методом, величина шага 0.05° , время счета на каждом шаге 2 с. Для установления фазового состава образцов полученные рентгенограммы сравнивали с рентгенографическими данными алюминия, никеля, алюминидов никеля и корунда из базы данных ICDD. Параметры кристаллических решеток определяли методом наименьших квадратов по рентгенограммам исходных образцов алюминия и никеля и синтезированных образцов алюминида никеля после определения положения пиков [36]. Положение пиков, их интегральную ширину и интенсивность определяли аппроксимацией экспериментальных дифрактограмм суммой дублетных функций Лоренца, учитывающих $\alpha_{1,2}$ -расщепление пиков. Фон аппроксимировался многочленом третьей степени. Расчеты проводили с помощью программного обеспечения, разработанного в лаборатории ИПХФ

РАН (автор А. Н. Жуков). Для определения размеров кристаллитов и микроискажений решеток использовался метод Холла — Вильямсона [37–39]. Поправку на инструментальное уширение линий находили по растертому в порошок и затем отожженному монокристаллическому кремнию полупроводникового качества. Количественный фазовый состав образцов и некоторые другие кристаллохимические характеристики определяли методом Ритвельда с использованием программного пакета GSAS [40].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенограммы исходных микро- и нанопорошков и образцов на различных стадиях исследования представлены на рис. 5.

Положения пиков на рентгенограммах исходных микро- и нанопорошков никеля и алюминия соответствуют содержащимся в базе данных ICDD (04-0850 — Ni, 04-0787 — Al). Параметры решеток, определенные из рентгенограмм методом наименьших квадратов, также хорошо согласуются с приведенными в базе данных, что свидетельствует об отсутствии примесей в заметных количествах. Вместе с тем на рентгенограмме наноникеля хорошо видно уширение линий, в отличие от рентгенограмм остальных исходных порошков металлов, где наблюдаются пики с отчетливым разрешением α_1 - α_2 -дублета. Анализ уширения пиков на рентгенограммах исходных веществ методом Холла — Вильямсона (рис. 6) показал, что уширение пиков наноникеля согласуется с малым размером его частиц. Определенный из анализа размер кристаллитов составил 22 нм.

Так как наночастицы алюминия заметно крупнее наночастиц никеля (см. рис. 3), уширение линий на рентгенограмме наноалюминия практически незаметно. Из анализа уширения пиков по Холлу — Вильямсону для наноалюминия (см. рис. 6) следует, что размер кристаллитов превышает $100 \div 200$ нм. Обращает на себя внимание и тот факт, что микроискажения решетки наноалюминия достаточно малы и поэтому не приводят к сколь-либо заметному уширению линий. После смешения и механоактивации исходных микропорошков дополнительных пиков на рентгенограмме не возникло (см. рис. 5, *a*, кривая 3), однако наблюдается заметное уширение линий как никеля, так и алюминия, обусловленное, по всей видимости, увеличением концентрации дефектов

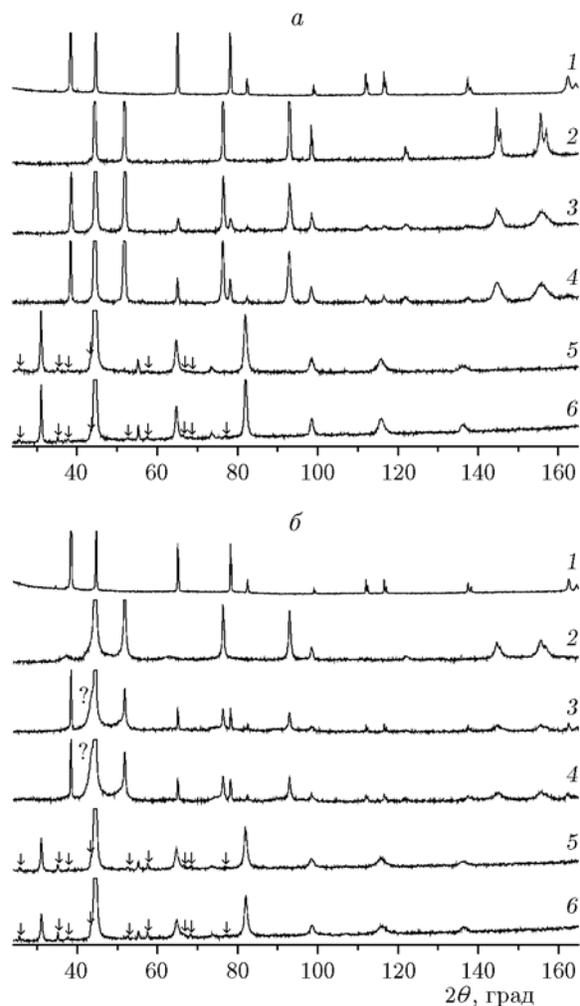


Рис. 5. Рентгенограммы исходных микропорошков (*a*) и нанопорошков (*б*) Al (1), Ni (2), их смеси (3), таблеток приготовленных из смеси (4), образца после ударно-волнового воздействия (5) и образца, полученного методом СВС (6):

стрелками обозначены положения пиков корунда (α - Al_2O_3)

структуры при механоактивации. Анализ уширения пиков на рентгенограммах методом Холла — Вильямсона (рис. 7) показал, что уширение обусловлено ростом микроискажений и уменьшением размера кристаллитов, для алюминия уменьшение размера кристаллитов более значительное. Для смеси нанопорошков (см. рис. 5, *б*, кривая 3) наблюдается появление дополнительной широкой линии (отмечена вопросительным знаком), накладывающейся на основной пик никеля. Попытка соотнести указанный пик с данными базы ICDD по соедине-

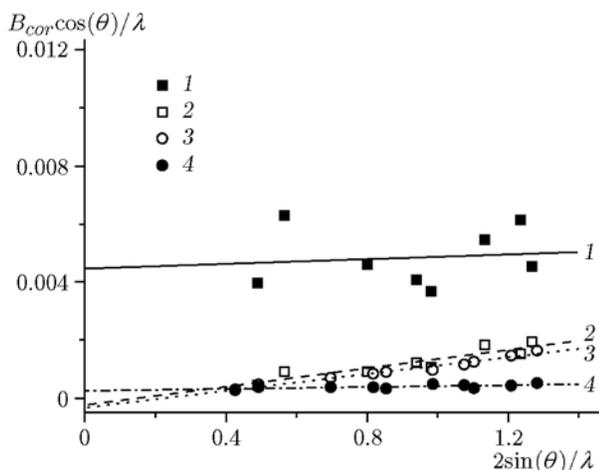


Рис. 6. Анализ уширения пиков для исходных порошков никеля и алюминия:

1 — наноNi, 2 — микроNi, 3 — микроAl, 4 — наноAl; B_{cor} — скорректированная на инструментальное уширение интегральная ширина дифракционных пиков, θ — соответствующий угол дифракции; λ — длина волны используемого излучения (1.54056 Å); аппроксимация точек прямой линией $y = 1/L + 2Sx$ дает размер кристаллитов L и микроискажения решетки S

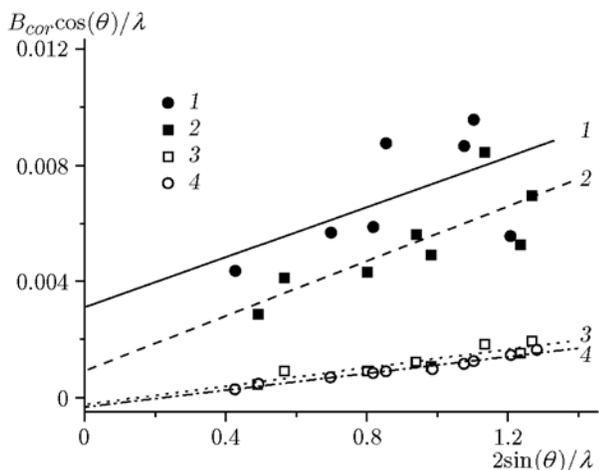


Рис. 7. Анализ уширения пиков для механоактивированных смесей микропорошков алюминия (1) и никеля (2):

3, 4 — исходные никель и алюминий; $\lambda = 1.54056$ Å; аппроксимация точек прямой линией $y = 1/L + 2Sx$ дает размер кристаллитов L и микроискажения решетки S

ниям системы Ni—Al оказалась безуспешной. Однако его появление свидетельствует о наличии частичного химического взаимодействия между компонентами смеси. На рентгенограммах смесей после прессования (кривые 4 на

рис. 5) каких-либо дополнительных изменений не зафиксировано.

Образцы после ударно-волнового воздействия фрагментированы, причем в случае наносмеси фрагменты имеют меньший размер. При этом сами фрагменты заметно прочнее и тверже исходных образцов. На рис. 5 дифрактограммы образцов после ударно-волнового воздействия приведены под номером 5. Основные пики на рентгенограммах четко свидетельствуют об образовании интерметаллической фазы приблизительно эквИАТОМНОГО СОСТАВА. Пиков исходных алюминия и никеля на рентгенограммах не наблюдается, что свидетельствует о полноте протекания реакции. Однако на рентгенограммах присутствуют слабые дополнительные пики, хорошо соответствующие корунду (α -Al₂O₃, карточка ICDD № 46-1212, на рентгенограммах обозначены стрелками). В случае образцов из наносмеси пики корунда проявляются более отчетливо. Образование корунда, по всей видимости, обусловлено кристаллизацией аморфной пленки оксида алюминия, всегда покрывающей поверхность частиц алюминия. Больше количество корунда в сохрАненнЫХ образцах из наносмеси хорошо согласуется с большей удельной поверхностью нанопорошка алюминия.

Для того чтобы определить соотношение алюминия и никеля в полученном алюминиде никеля, был рассчитан параметр решетки методом наименьших квадратов. Для образца из микросмеси $a = 2.8772(5)$ Å, для образца из наносмеси $a = 2.878(1)$ Å. Найденные значения a оказались несколько меньше, чем у стехиометрического соединения NiAl. Согласно [2] (см. рис. 1) любое отклонение от стехиометрии должно приводить к уменьшению параметра решетки. Ввиду образования корунда, в нашем случае, скорее всего, существует избыток никеля в алюминиде никеля. Сопоставляя определенные нами параметры решетки с зависимостью на рис. 1, можно заключить, что состав полученного алюминида никеля в случае микросмеси соответствует формуле Ni_{0.525}Al_{0.475}, для наносмеси — Ni_{0.522}Al_{0.478}.

Для более точного определения содержания корунда в полученных образцах их рентгенограммы анализировали методом Ритвельда. Массовое содержание корунда в образце из смеси наноразмерных компонентов составило 9.2(5) %, для микросмесей — 2.3(4) %. Интересно отметить, что наилучшее соответствие

расчетных и экспериментальных дифракционных профилей получено в предположении частичного разупорядочения алюминидов никеля. При этом вероятность нахождения атомов алюминия на позициях атомов Ni составила 7.6(4) и 11.8(4) % для микро- и нанообразцов соответственно. Вероятность нахождения атомов никеля на позициях атомов Al — 12.0(4) и 16.2(4) % для микро- и нанообразцов.

Интересно сравнить алюминид никеля, полученный в ампулах сохранения и по классической СВС-реакции. Для этого использовались точно такие же образцы, что и в опытах с ампулами сохранения (таблетки из микро- и наносмесей). Таблетки располагались на керамической (Al_2O_3) подложке. Инициирование реакции проводилось магниевой стружкой. Дифрактограммы продуктов реакции приведены на рис. 5 под номером 6. Видно, что рентгенограммы весьма близки к рентгенограммам образцов, полученных в ампулах сохранения (кривые 5). Анализ методом Ритвельда показал, что массовое содержание корунда в СВС-нанообразцах (9.2(5) %) идентично, а в СВС-микрообразцах (4.4(5) %) несколько больше, чем в сохраненных в ампулах образцах.

Согласно анализу уширения пиков на рентгенограммах алюминидов никеля, получен-

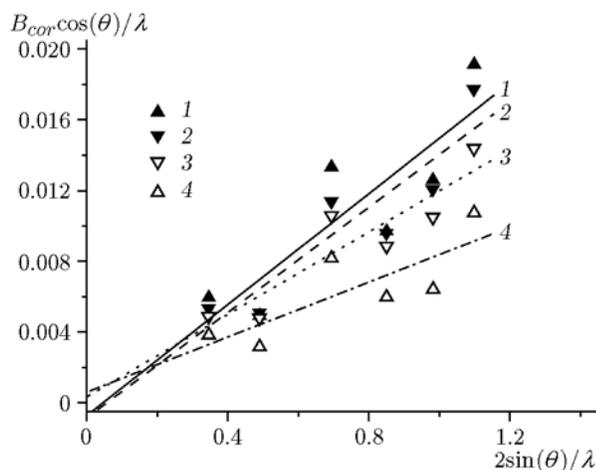


Рис. 8. Анализ уширения пиков для алюминидов никеля:

получен из нанопорошков: 1 — методом СВС, 2 — в ампулах сохранения; из микропорошков: 3 — в ампулах сохранения, 4 — методом СВС. Исходные порошки: 5 — наноNi, 6 — микроNi, 7 — микроAl, 8 — наноAl; $\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$; аппроксимация точек прямой линией $y = 1/L + 2Sx$ дает размер кристаллитов L и микроискажения решетки S

ного как в ампулах сохранения, так и методом СВС (рис. 8), размер кристаллитов во всех образцах превышает $100 \div 200 \text{ нм}$, а уровень микроискажений весьма велик и составляет $0.4 \div 0.8 \text{ \%}$.

Мы полагаем, что в данном случае микроискажения связаны в первую очередь с флуктуациями параметра решетки алюминидов никеля, вызываемыми пространственной неоднородностью атомарного состава. Нужно заметить, что при подобной трактовке следует ожидать большей неоднородности и больших микроискажений в образцах из микродисперсных компонентов, чего, однако, не наблюдается. Также следует отметить, что проведенный рентгенографический анализ не выявил сколь-либо существенных различий структурных характеристик алюминидов никеля, полученных в ампулах сохранения и методом СВС. Данный факт можно объяснить тем, что рост кристаллов является диффузионным, т. е. относительно медленным, процессом, зависящим от термических условий на стадии остывания образца. В наших ударно-волновых экспериментах из-за не слишком высоких параметров ударного сжатия его энерговклад в разогрев образцов невелик, а разогрев, как и при СВС, в основном обусловлен тепловым эффектом реакции между никелем и алюминием, что и приводит к сопоставимым температурным режимам. Сопоставимые термические условия, в свою очередь, приводят к близким микроструктурным параметрам полученных образцов алюминидов никеля.

ВЫВОДЫ

1. На основе анализа рентгенограмм сохраненных образцов показано, что при данных условиях эксперимента реакция между никелем и алюминием проходит полностью. При этом образовавшийся алюминид никеля содержит примесь $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

2. Измеренные значения параметра решетки показывают, что состав полученного алюминидов никеля несколько отличается от эквивалентного.

3. Размер кристаллитов образовавшегося NiAl, независимо от дисперсности исходной смеси, превышает $100 \div 200 \text{ нм}$, а уровень микроискажений весьма велик.

4. При использованных в работе экспериментальных условиях рентгенографические характеристики алюминидов никеля, полученного

в ампулах сохранения, близки к таковым для алюминиды никеля, полученного методом СВС.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. / под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1996. — Т. 1.
2. **Bradley A. J., Taylor A.** // Proc. Roy. Soc. London A. — 1937. — V. 159. — P. 56. — Цит. по: Гинье А. Рентгенография кристаллов: теория и практика. — М.: Физматгиз, 1961.
3. **Alexander C. A., Ogden J. S., Risser S. M., Wood Van E.** Thermodynamic characterization of NiAl // J. Chem. Thermodyn. — 2009. — V. 41. — P. 610–616.
4. **Hadjiafxenti A., Gunduz I. E., Tsotsos C., Kyratsi T., Aouadi S. M., Doumanidis C. C., Rebholz C.** The influence of structure on thermal behavior of reactive Al–Ni powder mixtures formed by ball milling // J. Alloys Compounds. — 2010. — V. 505. — P. 467–471.
5. **Hadjiafxenti A., Gunduz I. E., Kyratsi T., Doumanidis C. C., Rebholz C.** Exothermic reaction characteristics of continuously ball-milled Al/Ni powder compacts // Vacuum. — 2013. — V. 96. — P. 73–78.
6. **Sharafutdinov M. R., Korchagin M. A., Shkodich N. F., Tolochko B. P., Tsygankov P. A., Yagubova I. Yu.** Phases transformations in the Ni–Al system investigation by synchrotron radiation diffraction // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. — 2007. — V. A 575. — P. 149–151.
7. **Morsi K., Shinde S., Olevsky E. A.** Self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of rotator mixed and mechanically alloyed Ni/Al powder compacts // J. Mater. Sci. — 2006. — V. 41. — P. 5699–5703.
8. **Mukasyan A. S., Khina B. B., Reeves R. V., Son S. F.** Mechanical activation and gasless explosion: Nanostructural aspects // Chem. Eng. J. — 2011. — V. 174. — P. 677–686.
9. **Rogachev A. S., Shkodich N. F., Vadchenko S. G., Baras F., Kovalev D. Yu., Rouvimov S., Nepapushev A. A., Mukasyan A. S.** Influence of the high energy ball milling on structure and reactivity of the Ni + Al powder mixture // J. Alloys Compounds. — 2013. — V. 577. — P. 600–605.
10. **Hadjiafxenti A., Gunduz I. E., Doumanidis C. C., Rebholz C.** Spark ignitable ball milled powders of Al and Ni at NiAl composition // Vacuum. — 2014. — V. 101. — P. 275–278.
11. **Kochetov N. A.** Mechanoactivation of Ni–Al Blends in a Ball Mill: Influence of Ball/Mill Ratio // Intern. J. Self-propag. High-temp. Synth. — 2015. — V. 24, N 1. — P. 29–32.
12. **Wong J., Larson E. M., Holt J. B., Waide P. A., Rupp B., Frahm R.** Time-resolved X-ray diffraction study of solid combustion reactions // Science. — 1990. — V. 249. — P. 1406–1409.
13. **Sharafutdinov M., Alexandrov V., Evdokov O., Naumov D., Pirogov B., Pismenskaya E., Rogachev A., Tolochko B.** The study of Ni + Al self-propagating high temperature synthesis using synchrotron radiation and a two-dimensional DED-5 detector // J. Synchrotron Rad. — 2003. — V. 10. — P. 384–386.
14. **Curfs C., Turrillas X., Vaughan G. B. M., Terry A. E., Kvick A., Rodriguez M. A.** Al–Ni intermetallics obtained by SHS; A time-resolved X-ray diffraction study // Intermetallics. — 2007. — V. 15. — P. 1163–1171.
15. **Turrillas X., Mas-Guindal M. J., Hansen T. C., Rodriguez M. A.** The thermal explosion synthesis of AlNi monitored by neutron thermodiffraction // Acta Materialia. — 2010. — V. 58. — P. 2769–2777.
16. **Mukasyan A. S., White J. D. E., Kovalev D. Y., Kochetov N. A., Ponomarev V. I., Son S. F.** Dynamics of phase transformation during thermal explosion in the Al–Ni system: Influence of mechanical activation // Physica B. — 2010. — V. 405. — P. 778–784.
17. **Zhu P., Li J. C. M., Liu C. T.** Reaction mechanism of combustion synthesis of NiAl // Mater. Sci. Eng. — 2002. — V. A329–331. — P. 57–68.
18. **Arroussi S., Ali-Rachedi M., Abdelbaki Ch., Benaldjia A., Amara A., Gasmi B., Andasmas M., Guerioune M.** Synthesis of nanocrystalline NiAl by mechanically activated self-propagating high-temperature synthesis and mechanically activated annealing process // Eur. Phys. J. Appl. Phys. — 2013. — V. 64. — P. 30401.
19. **White J. D. E., Reeves R. V., Son S. F., Mukasyan A. S.** Thermal explosion in Al–Ni system: Influence of mechanical activation // J. Phys. Chem. A. — 2009. — V. 113. — P. 13541–13547.
20. **Reeves R. V., Mukasyan A. S., Son S. F.** Thermal and impact reaction initiation in Ni/Al heterogeneous reactive systems // J. Phys. Chem. C. — 2010. — V. 114. — P. 14772–14780.
21. **Hunt E. M., Pantoya M. L.** Impact sensitivity of intermetallic nanocomposites: A study on compositional and bulk density // Intermetallics. — 2010. — V. 18. — P. 1612–1616.
22. **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 Materialia. — 2011. — V. 59. — P. 6717–6728.
23. **Dean S. W., Potter J. K., Yetter R. A., Eden T. J., Champagne V., Trexler M.** Energetic intermetallic materials formed by cold spray // Intermetallics. — 2013. — V. 43. — P. 121–130.

24. **Politano O., Baras F., Mukasyan A. S., Vadchenko S. G., Rogachev A. S.** Microstructure development during NiAl intermetallic synthesis in reactive Ni–Al nanolayers: Numerical investigations vs. TEM observations // *Surf. Coatings Technol.* — 2013. — V. 215. — P. 485–492.
25. **Rogachev A. S., Vadchenko S. G., Baras F., Politano O., Rouvimov S., Sachkova N. V., Mukasyan A. S.** Structure evolution and reaction mechanism in the Ni/Al reactive multilayer nanofolds // *Acta Materialia.* — 2014. — V. 66. — P. 86–96.
26. **Thiers L., Mukasyan A. S., Varma A.** Thermal explosion in Ni–Al system: Influence of reaction medium microstructure // *Combust. Flame.* — 2002. — V. 131. — P. 198–209.
27. **Трофимов В. С.** Динамический метод исследования релаксационных процессов // *Физика горения и взрыва.* — 1981. — Т. 17, № 5. — С. 93–101.
28. **Merzhanov A. G., Gordopolov Yu. A., Trofimov V. S.** On the possibility of gas free detonation in condensed systems // *Shock Waves.* — 1996. — V. 6. — P. 157–159.
29. **Gordopolov Yu. A., Batsanov S. S., Trofimov V. S.** Shock-induced solid-solid reactions and detonations // *Shock Wave Science and Technology Reference Library: Heterogeneous Detonation* / F. Zhang (Ed.). — Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2009. — P. 287–314.
30. **Horie Y., Graham R. A., Simonsen I. K.** Synthesis of nickel aluminides under high-pressure shock loading // *Mater. Lett.* — 1985. — V. 3, N 9-10. — P. 354–359.
31. **Ananev S. Yu., Deribas A. A., Drozdov A. A., Dolgoborodov A. Yu., Morozov A. E., Povarova K. B., Yankovsky B. D.** Dynamic compaction of Ni and Al micron powder blends in cylindrical recovery scheme // *J. Phys.: Conf. Ser. (JPCS).* — 2015. — V. 653, N 1. — P. 12037–12040.
32. **Ададунов Г. А.** Экспериментальное исследование химических процессов в условиях динамического сжатия // *Успехи химии.* — 1986. — Т. 55, № 4. — С. 555–578.
33. **Канель Г. И., Разоренов С. В., Уткин А. В., Фортгов В. Е.** Ударно-волновые явления в конденсированных средах. — М.: Янус-К, 1996.
34. **Жигач А. Н., Кусков М. Л., Лейпунский И. О., Стоенко Н. И., Сторожев В. Б.** Получение ультрадисперсных порошков металлов, сплавов, соединений металлов методом Генна — Миллера: история, современное состояние, перспективы // *Рос. нанотехнологии.* — 2012. — Т. 7, № 3-4.
35. **Долгобородов А. Ю.** Механоактивированные энергетические композиты окислитель — горючее // *Физика горения и взрыва.* — 2015. — Т. 51, № 1. — С. 102–116.
36. **Ковба Л. М.** Рентгенография в неорганической химии. — М.: Изд-во МГУ, 1991.
37. **Williamson G. K., Hall W. H.** X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram // *Acta Metallurg.* — 1953. — V. 1. — P. 22–31.
38. **Powder Diffraction Theory and Practice** / R. E. Dinnebier, S. J. L. Billinge (Eds). — Cambridge: The Roy. Soc. of Chem., 2008.
39. **Цыбуля С. В., Черепанова С. В.** Введение в структурный анализ нанокристаллов: учеб. пособие. — Новосибирск: Новосиб. гос. ун-т, 2009.
40. **Larson A. C., Von Dreele R. B.** General Structure Analysis System (GSAS). — Los Alamos National Laboratory Rep. LAUR 86-748. — 2004.

Поступила в редакцию 23/1 2017 г.