

УДК 621.762 : 621.777 + 620.178.15 + 544.45

## СВС-КОМПАКТИРОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА: МЕХАНИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ, ГОРЕНИЕ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА

Ю. В. Богатов, В. А. Щербаков, И. И. Чуев

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мерджанова РАН,  
142432 Черноголовка, vladimir@ism.ac.ru

Проведенное исследование относится к работам по получению консолидированных материалов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с последующим компактированием горячих продуктов (СВС-компактирование). Методом СВС-компактирования механически активированных смесей порошков Ni и Ti получены беспористые образцы никелида титана диаметром 70 мм и толщиной 8 мм. Горение смеси Ni + Ti проводили в реакционной пресс-форме без предварительного нагрева и защитной среды. Исследовано влияние механоактивации в шаровой мельнице на характеристики смесей и параметры горения. Анализ микроструктурных характеристик показал, что увеличение реакционной способности МА-смесей Ni + Ti и осуществление экзотермического взаимодействия в режиме СВС обусловлены уменьшением размера кристаллитов в частицах Ni, увеличением в них плотности дислокаций и образованием композитных частиц Ti—Ni. Максимальная температура горения реакционной смеси — 1150 °С, средняя скорость горения — 3.5 см/с. Основными фазами синтезированного сплава являются Ti<sub>2</sub>Ni, NiTi и Ni<sub>3</sub>Ti. Прочность образцов при сжатии — 1350 МПа, микротвердость по Виккерсу — 11.1 ± 1.2 ГПа.

Ключевые слова: СВС-компактирование, механоактивация, никелид титана, скорость и температура горения, фазовый состав, микроструктура.

DOI 10.15372/FGV2023.9321  
EDN XNMPY

### ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе никелидов титана, обладающие высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и эффектом памяти формы, находят применение в медицине, нефтегазовой промышленности, строительной, аэрокосмической и других отраслях [1, 2]. Основными методами получения этих сплавов являются плавка в дуговых и индукционных печах, алюминотермическое восстановление, электролиз расплавленных сред [1, 2]. Ряд работ [3–5] посвящен получению пористых изделий из NiTi методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для использования в медицине в качестве материалов для изготовления имплантатов.

Мартенситное превращение в синтезированных сплавах NiTi обеспечивает эффект памяти формы. Влияние состава реакционной смеси, начальной температуры горения, термической обработки, растягивающей и сжимающей нагрузки на содержание основной фазы NiTi изучено в [6–13].

Использование метода СВС для получения сплавов из никелида титана затруднено необходимостью использования защитной среды и предварительного нагрева смеси Ni + Ti до температуры более 300 °С [14]. Увеличить реакционную способность и осуществить реакцию в режиме СВС можно за счет механической активации (МА) смеси Ni + Ti [15–17].

Цель настоящей работы — получение плотных образцов из никелида титана методом СВС-компактирования МА-смесей и исследование формирования фазового состава, микроструктуры и свойств синтезированных сплавов. Преимуществами этого способа являются возможность проведения синтеза при комнатной температуре и отсутствие инертной среды.

### 1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В экспериментах использовали реакционные смеси, приготовленные из порошков титана и никеля. Характеристики исходных порошков представлены в таблице.

Смеси Ni + Ti готовили в шаровой мельнице объемом 2.5 л при соотношении шихты и шаров 1 : 15 и скорости вращения барабана

Характеристики исходных порошков

Реагент	Марка порошка		Содержание, %	d, мкм
Ti	ПТМ	ТУ 14-22-57-92	99.0	< 45
Ni	ПНЭ-1	ГОСТ 9722-97	99.5	< 45

60 об/мин в течение  $20 \div 140$  ч. Материал шаров — сталь ШХ15, диаметр — 20 мм.

Характеристики приготовленных смесей — насыпную плотность ( $\Theta_n$ ) и плотность утряски ( $\Theta_{утр}$ ) — измеряли в соответствии с ГОСТ 19440-94 и ГОСТ 25279-93 (ИСО 3953-85). Полученные значения осредняли по результатам  $3 \div 5$  проб. Для расчета относительной плотности смесей ( $\Theta$ ) использовали значение плотности титана  $4.5 \text{ г/см}^3$ , никеля —  $8.9 \text{ г/см}^3$ . Расчетная теоретическая плотность смеси Ni + Ti —  $6.18 \text{ г/см}^3$ . Плотность утряски рассчитывали по формуле  $\Delta\Theta_{утр} = (\Theta_{утр} - \Theta_n)/\Theta_n$ . Увеличение  $\Delta\Theta_{утр}$  связано с накоплением дефектов на поверхности порошковых частиц в процессе обработки в шаровой мельнице.

Приготовленную смесь насыпной плотности, массой 240 г помещали в реакционную стальную пресс-форму диаметром 70 мм. Реакцию СВС инициировали на верхней торцевой поверхности вольфрамовой спиралью, раскаленной электрическим током. Горячий продукт синтеза компактировали под давлением 300 МПа.

Температуру ( $T_r$ ) и скорость ( $U_r$ ) горения при различной относительной плотности ( $\Theta = 0.4 \div 0.6$ ) смесей Ni + Ti измеряли на образцах массой 20 г, диаметром 30 мм на воздухе с помощью трех вольфрам-рениевых термопар диаметром 200 мкм. Схема расположения термопар и поджигающей спирали показана на рис. 1. Прессование шихтовых образцов до относительной плотности  $0.5 \div 0.6$  прово-

дили в стальной пресс-форме диаметром 30 мм под давлением  $50 \div 100$  МПа. Прессованные образцы помещали в цилиндрическую бумажную оболочку диаметром 30 мм. Для записи сигналов термопар в память компьютера использовали программное обеспечение PowerGraph и аналого-цифровой преобразователь с частотой регистрации 1 кГц. Полученные значения  $U_r$  и  $T_r$  осредняли по результатам трех экспериментов. Ошибка измерений не превышала 3 %.

Микроструктуру сплавов изучали с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55 (Германия) с приставкой рентгеновского микроанализа INCA 350 Oxford Instruments, позволяющей выполнять локальный химический анализ.

Рентгенофазовый анализ (РФА) порошковых смесей Ni + Ti и компактных образцов из никелида титана проводили на дифрактометре ДРОН-3 с монохроматором на вторичном пучке. Регистрацию спектра вели в режиме пошагового сканирования на излучении  $\text{Cu } K_\alpha$  в интервале углов  $2\theta = 27 \div 80^\circ$  с шагом съемки  $0.02^\circ$  и экспозицией 4 с в точке. Микроструктурные параметры частиц смеси Ni + Ti определяли по данным РФА, используя метод WPPM (whole powder pattern modeling) [18], реализованный в программе PM2K [19]. Экспериментальную дифрактограмму аппроксимировали методом WPPM с использованием теоретических моделей микроструктуры кристалла с параметрами, имеющими ясный физический смысл. Кристаллические домены описывали системой областей с логнормальным распределением по размерам, содержащих линейные дислокации винтового и краевого типов. Уширение линий, связанное с влиянием дислокаций, описывали по теории Кривоглаза — Уилкинсона [20, 21]. Средний коэффициент контрастности дислокаций для выбранной системы скольжения рассчитывали по программе ANIZC [22], используя константы тензора упругости  $C_{ij}$  для титана ( $C_{11} = 160$ ,  $C_{12} = 90$ ,  $C_{13} = 66$ ,  $C_{33} = 181$ ,  $C_{44} = 46.5$  ГПа) и для никеля ( $C_{11} = 247$ ,  $C_{12} = 153$ ,  $C_{44} =$

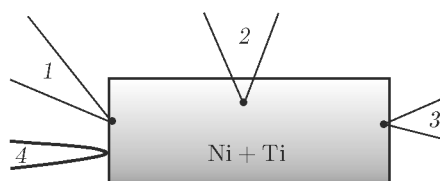


Рис. 1. Схема расположения термопар (1–3) и поджигающей спирали (4) при измерении температуры и скорости горения

122 ГПа) [23]. В качестве стандарта для моделирования инструментального уширения использовали LaB6 (NIST SRM 660b). Влияние планарных дефектов (деформационных и двойниковых границ) учитывали по модели Уоррена [24]. При оптимизации с использованием программы PM2K уточнялись параметры логнормального распределения по размерам, плотность дислокаций, эффективный радиус отсечки, доля краевых дислокаций, смещение нуля, интенсивность отражений и коэффициенты полинома Чебышева для моделирования фона.

Микротвердость сплавов по Виккерсу измеряли на твердомере ПМТ-3 (вдавливание четырехгранной алмазной пирамидки с нагрузкой 100 г) согласно ГОСТ 2999-75. Предел прочности при сжатии определяли с помощью универсальной испытательной машины Instron-1195 на образцах размером  $5 \times 5 \times 8$  мм при скорости нагружения 2 мм/мин.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

### 2.1. Влияние МА на характеристики смесей Ni + Ti

На рис. 2,а представлена микрофотография смеси порошков Ti и Ni, приготовленной ручным смешиванием в агатовой ступке. Видно, что исходные частицы титана обладают дендритной формой и гладкой поверхностью, а агломераты Ni состоят из множества мелких частиц. В процессе взаимодействия с размольными телами в шаровой мель-

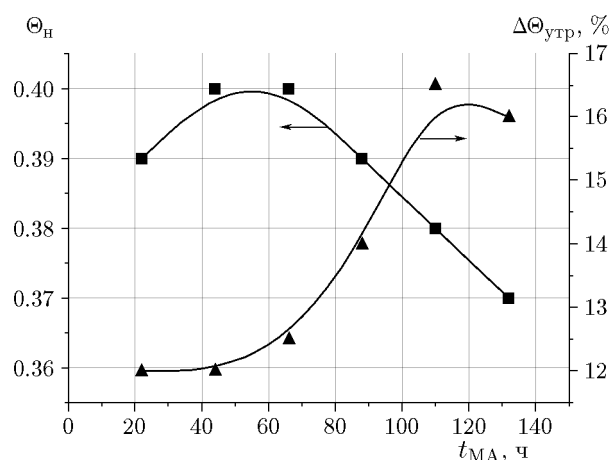
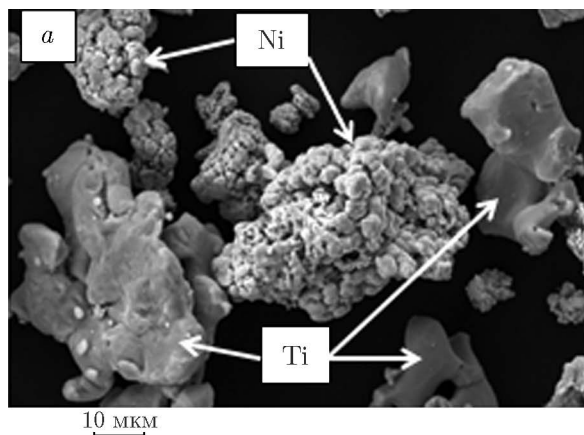


Рис. 3. Зависимости насыпной плотности и плотности утряски смесей Ni + Ti от времени МА

нице частицы титана округляются, деформируются и приобретают множество поверхностных дефектов. Мелкие частицы Ni, образовавшиеся при разрушении агломератов, присоединяются к частицам Ti, увеличивая контактную поверхность Ni—Ti (рис. 2,б).

Основными технологическими характеристиками порошков и смесей являются насыпная плотность  $\Theta_n$  и плотность утряски  $\Theta_{утр}$ , которые зависят от формы и состояния поверхности частиц [25]. На рис. 3 представлены зависимости технологических характеристик смеси Ni + Ti от времени МА ( $t_{МА}$ ) в шаровой мельнице. Видно, что с увеличением времени МА насыпная плотность  $\Theta_n$  изменяется немонотонно: возрастает в случае МА в интервале

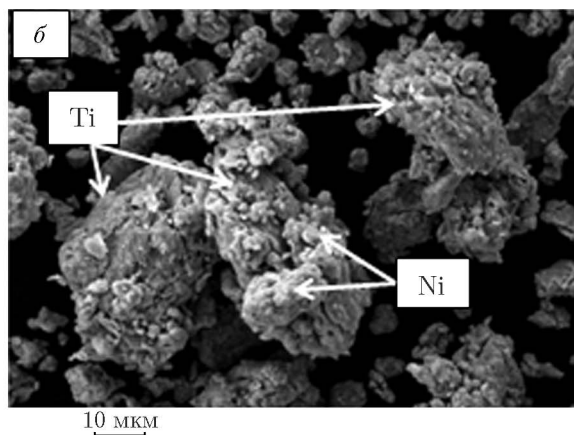


Рис. 2. Микрофотографии смесей Ni + Ti без МА (а) и после 110 ч МА (б)

$t_{\text{МА}} = 20 \div 65$  ч, а при дальнейшем увеличении времени — уменьшается. Увеличение насыпной плотности смесей связано с округлением частиц титана, разрушением агломератов из частиц никеля при воздействии размольных тел, а также с перемещением мелких частиц в пространство между крупными. Изменение  $\Delta\Theta_{\text{утр}}$  (разница между насыпной плотностью и плотностью утряски) в этом интервале времени МА практически отсутствует. Дальнейшее снижение насыпной плотности смесей, подвергавшихся МА в течение  $65 \div 110$  ч, определяется измельчением частиц и накоплением поверхностных дефектов, что затрудняет их уплотнение при утряске. Разность между насыпной плотностью и плотностью утряски  $\Delta\Theta_{\text{утр}}$  при этом увеличивается. Это указывает на то, что характеристика  $\Delta\Theta_{\text{утр}}$  определяется в основном состоянием поверхности частиц, в нашем случае увеличением плотности поверхностных дефектов и образованием композитных частиц, состоящих из смеси частиц титана и никеля.

## 2.2. Параметры горения МА-смесей

На рис. 4 представлены зависимости параметров горения смесей Ni + Ti от времени МА. Способность порошковой смеси Ni + Ti реагировать в самоподдерживающемся режиме без предварительного подогрева появляется после 45 ч МА. Максимальные значения скорости (5.5 см/с) и температуры (1150 °C) горения смеси достигаются после МА в течение 110 ч.

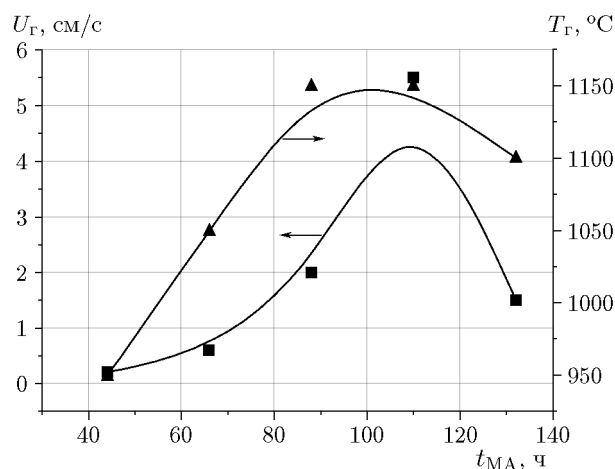


Рис. 4. Зависимости скорости и температуры горения смесей Ni + Ti насыпной плотности от времени МА

Дальнейшее увеличение времени МА приводит к уменьшению температуры и скорости горения.

Зависимости температуры и скорости горения от относительной плотности МА-смесей  $\Theta$  представлены на рис. 5. Видно, что максимальные значения параметров горения достигаются при насыпной плотности реакционной смеси. При увеличении плотности реакционных смесей температура и скорость горения снижаются. При  $\Theta > 0.55 \div 0.60$  воспламенение и горение смеси не происходит. Отметим, что увеличение времени механоактивации смесей, которое приводит к росту температуры и

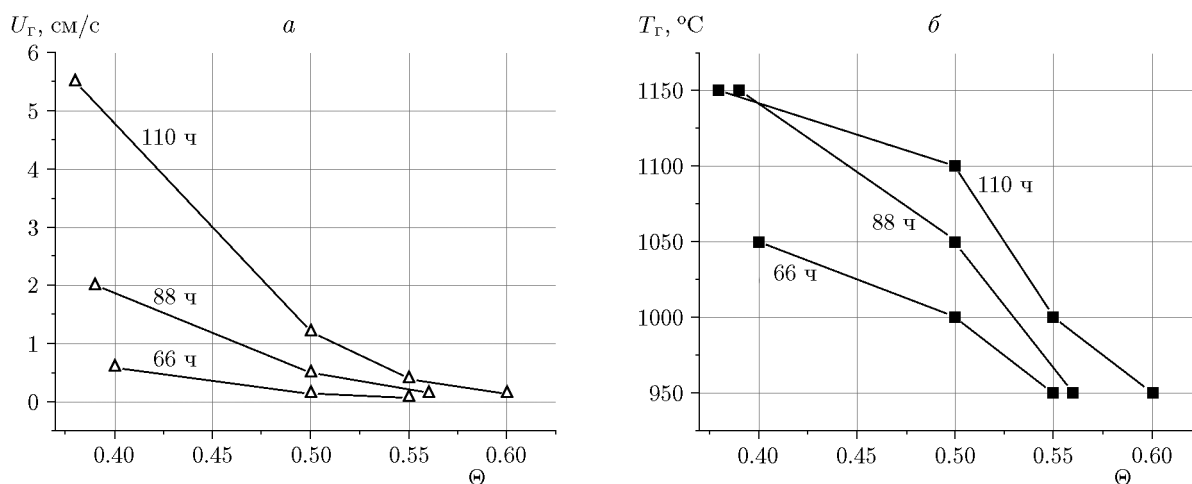


Рис. 5. Зависимости скорости (а) и температуры (б) горения смесей Ni + Ti от плотности и времени МА

скорости горения, не оказывает существенного влияния на расширение интервала плотности смеси, в котором реализуется горение.

### 2.3. СВС-компактирование сплава NiTi

Компактные образцы из никелида титана синтезировали в стальной пресс-форме диаметром 70 мм на воздухе. Шихтовую заготовку из МА-смеси Ni + Ti предварительно не прессовали, так как максимальными значениями скорости и температуры горения обладали смеси насыпной плотности (см. рис. 5). Внешний вид компактных образцов после шлифовки и резки представлен на рис. 6. Видно, что компактные образцы в качестве продуктов горения хорошо сохраняют форму, шлифованная поверхность имеет зеркальный блеск. Металлографи-



Рис. 6. Фотография сечения шлифованного образца никелида титана

ческий анализ показал, что остаточная пористость практически отсутствует.

На рис. 7 представлены дифрактограмма и микроструктура синтезированного сплава. Сплав является многофазным. Наиболее интенсивные рефлексы на дифрактограмме (рис. 7, а) принадлежат фазе  $Ti_2Ni$ . Низкая интенсивность рефлексов фаз  $NiTi$  и  $Ni_3Ti$  обусловлена их малым содержанием. Фаза  $Ti_2Ni$  занимает большую часть объема сплава. Остальное — фазы  $NiTi$  и  $Ni_3Ti$  (рис. 7, б). Причиной формирования структуры с малым содержанием фазы  $NiTi$  являются низкая температура горения ( $1150^\circ C$ ) и, соответственно, неполное превращение реагентов.

Положительным результатом работы является получение компактных образцов из никелида титана без предварительного подогрева исходной смеси и использования защитной среды. Содержание фазы  $NiTi$  в сплаве можно увеличить за счет продолжения исследований по МА, оптимизации свойств исходных порошков, увеличения температуры синтеза.

Основные характеристики исходной смеси и синтезированного сплава: температура и скорость горения реакционной смеси  $U_r = 3.5$  см/с и  $T_r = 1150^\circ C$ , относительная плотность исходной смеси Ni + Ti  $\Theta = 0.38$ , фазовый состав сплава —  $NiTi_2$ ,  $NiTi$ ,  $Ni_3Ti$ , микротвердость сплава  $HV = 11.1 \pm 1.2$  ГПа, прочность при сжатии  $\sigma_{сж} = 1350 \pm 125$  МПа.

По данным локального рентгеноспектрального анализа содержание Fe в образцах

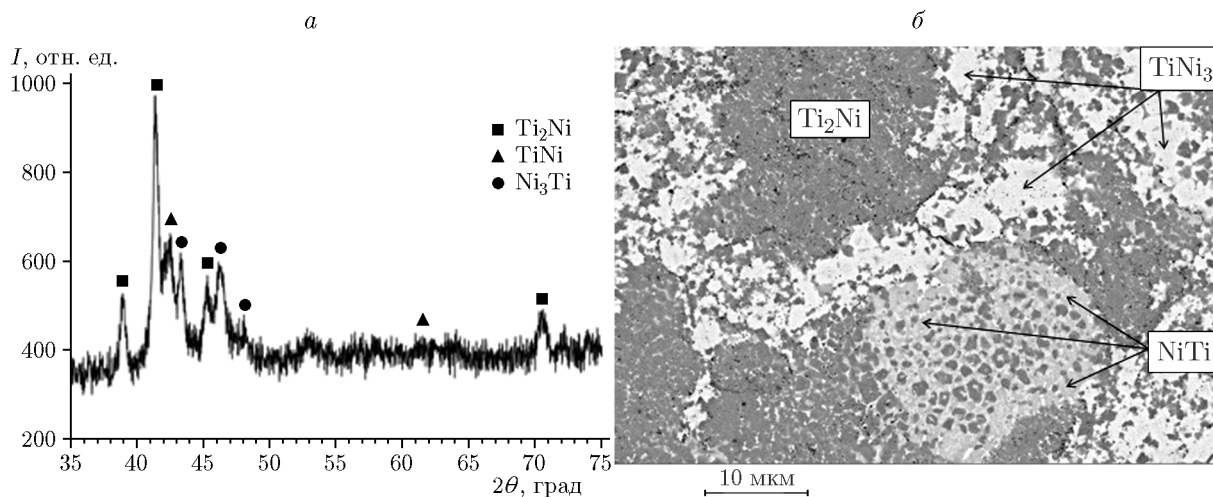


Рис. 7. Дифрактограмма (а) и микроструктура (б) синтезированного сплава

из никелида титана не превышает 0.2 %. Низкое содержание Fe в сплавах объясняется тем, что намол железа при МА в шаровой мельнице незначителен. Это связано с налипанием компонентов смеси в процессе МА на шары и стенки барабана мельницы, что снижает интенсивность механического воздействия стальных шаров на стенки стального барабана.

### 3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В процессе обработки размольными шарами порошков Ni и Ti изменяются не только форма и состояние поверхности частиц, но и микроструктурные характеристики. Для объяснения повышения реакционной способности смеси Ni + Ti рассмотрим изменение микроструктурных характеристик частиц титана и никеля в процессе МА. Анализ микроструктуры частиц в порошковой смеси проводился на основании профильного анализа рентгеноструктурных спектров при помощи программы PM2K [19].

На рис. 8 представлены экспериментальная, теоретическая и разностная дифрактограммы смеси Ti + Ni после МА в течение 68 ч. Дифракционные спектры смесей, приготовленных в течение 22, 45 и 110 ч, качественно не отличаются. Разностная кривая на рис. 8 свидетельствует о высоком качестве расчетов, что подтверждается низким значением фактора расхожести ( $R_{wp} = 2.3\%$ ) и близкой к

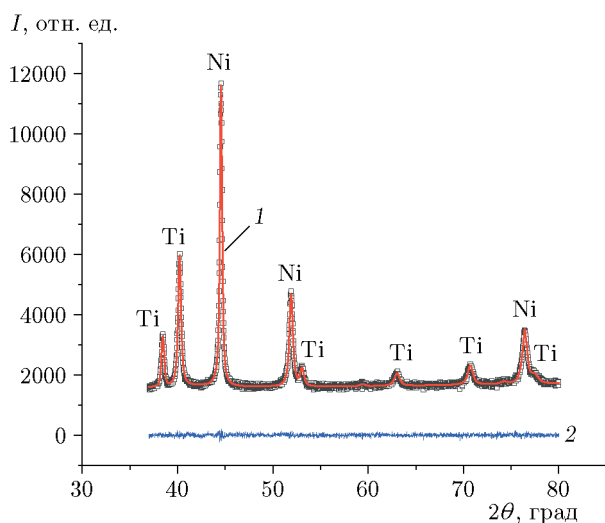


Рис. 8. Дифрактограммы смеси Ti + Ni после МА в течение 68 ч ( $R_{wp} = 2.3\%$ ,  $GOF = 1.03$ ): точки — данные экспериментов, 1 — аппроксимация PM2K, 2 — разностная кривая

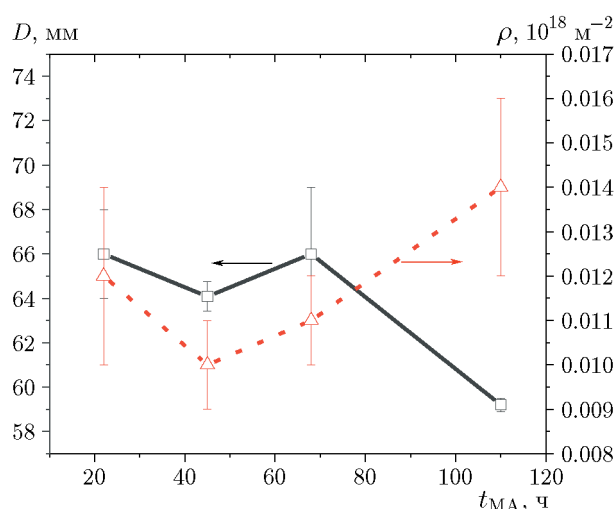


Рис. 9. Зависимости среднего размера кристаллита и плотности дислокаций от времени МА титана в смеси Ni + Ti

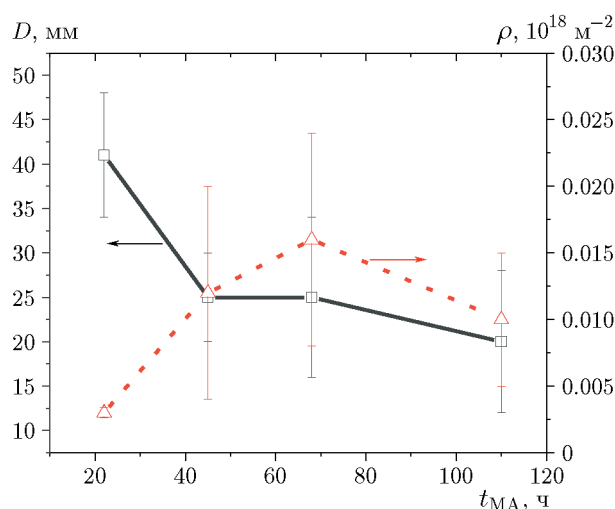


Рис. 10. Зависимости среднего размера кристаллита и плотности дислокаций от времени МА никеля в смеси Ni + Ti

единице степенью согласия ( $GOF = 1.03$ ). Расчеты проводили для наиболее активных систем скольжения титана и никеля (Ti (пр. гр.  $P63/mmc$ , ГПУ-решетка) —  $\langle 1-210 \rangle$  [10-10] [26], Ni (пр. гр.  $Fm3m$ , ГЦК-решетка) —  $\langle 1-210 \rangle$ ).

Структурные изменения в частицах, возникающие при МА в шаровой мельнице, представлены на рис. 9–11. Расчеты показали, что средний размер кристаллита ( $D$ ) Ti уменьшается незначительно — от 66 до 59 нм, а плотность дислокаций ( $\rho$ ) в пределах погрешности ( $0.002$ ) практически не меняется ( $\langle \rho \rangle \approx$

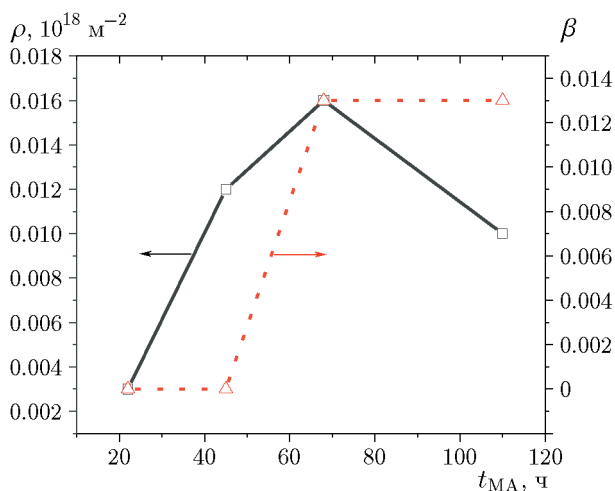


Рис. 11. Зависимости плотности дислокаций и вероятности образования дефектов двойникования от времени МА никеля в смеси Ni + Ti

$0.012(1) \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2}$ ) (рис. 9). Для Ni из смесей, обработанных в течение  $22 \div 45$  ч, наблюдается заметное уменьшение среднего размера кристаллита — от 41 до 25 нм (рис. 10). С увеличением времени МА до 110 ч размер кристаллита уменьшается до 20 нм.

Плотность дислокаций в Ni (рис. 11) в смесях, активированных в течение  $\leq 45$  ч, возрастает в диапазоне  $\rho = (0.003(1) \div 0.012(8)) \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2}$ . Дальнейшее увеличение времени МА (до 110 ч) не приводит к значительным изменениям плотности дислокаций. В пределах погрешности полученные значения плотности дислокаций совпадают ( $0.012(8)$ ,  $0.016(9)$ ,  $0.010(5) \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2}$ ,  $\langle \rho \rangle \approx 0.013(7) \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2}$ ).

В работах [27, 28] показано, что при малом времени МА в кристаллах никеля возникают микроструктурные дефекты, связанные с неоднородным распределением дислокаций. В областях с повышенной концентрацией дислокаций образуются деформационные дефекты упаковки и границ двойникования. Для учета влияния подобных дефектов в расчеты были включены параметры, характеризующие вероятность образования границ двойникования ( $\beta$ ) и деформационных дефектов упаковки ( $\alpha$ ). Расчеты показали, что параметр  $\beta$  возрастает от 0 ( $t_{\text{МА}} \leq 45$  ч) до  $0.013(1)$  ( $\geq 68$  ч) (см. рис. 11). Параметр, характеризующий вероятность образования деформационных дефектов упаковки ( $\alpha \approx 0.0015$ ), практически не изменяется. Параметры  $\alpha$  и  $\beta$  подобным образом изменялись в ранее проведенных расчетах для чистого ни-

келя [18].

Обработка порошковой смеси в барабане шаровой мельницы является менее интенсивным способом МА по сравнению с обработкой в планетарной мельнице [17]. Реакционное взаимодействие в порошковой смеси Ni + Ti без предварительного подогрева становится возможным после 45 ч обработки размольными телами в шаровой мельнице (см. рис. 4). Длительная обработка частиц стальными шарами приводит к накоплению дефектов на поверхности частиц Ti и измельчению частиц Ni, что приводит к изменению технологических характеристик (см. рис. 3). Однако экзотермическое взаимодействие в режиме СВС без дополнительного нагрева смеси Ni + Ti невозможно объяснить только изменением состояния поверхности частиц. Анализ микроструктурных изменений на основе данных РФА показал, что при обработке смеси в течение  $45 \div 110$  ч пластическая деформация, сопровождающаяся увеличением плотности дислокаций, появлением двойниковых дефектов и уменьшением размера кристаллитов, преимущественно происходит в частицах Ni (см. рис. 11). При этом микроструктурные изменения в частицах Ti незначительны (см. рис. 9).

Однако измельчение и возникновение дефектов при пластической деформации частиц Ni без дополнительных условий не обеспечивает повышения реакционной способности смесей Ni + Ti. Это подтверждается результатами следующего эксперимента. После отдельной обработки порошков Ni и Ti в шаровой мельнице в течение 110 ч и последующего ручного смешивания в агатовой ступке смесь не воспламенялась. Это указывает на то, что дополнительным условием реализации режима СВС является образование композитных частиц и увеличение контактной поверхности Ni—Ti.

Важно отметить, что при насыпной плотности скорость и температура горения достигают максимальных значений, а при увеличении плотности смесей — уменьшаются (см. рис. 5). Этот результат, по-видимому, обусловлен влиянием примесных газов, выделяющихся при горении. При увеличении плотности порошковой смеси Ni + Ti фильтрация газов затрудняется, что приводит к уменьшению скорости и температуры горения. Для более детального описания этого процесса необходимы дополнительные исследования.



## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, механическая обработка смеси порошков Ni и Ti в шаровой мельнице позволяет инициировать процесс горения смеси без использования дополнительного нагрева. Показано, что основные изменения в МА-смесях Ni + Ti связаны с пластической деформацией частиц Ni, сопровождающейся увеличением плотности дислокаций, появлением двойниковых дефектов и уменьшением размера кристаллитов.

Показано, что условиями, обеспечивающими горение смесей, являются образование композитных частиц и увеличение контактной поверхности Ni—Ti. Важное влияние на параметры горения оказывает плотность реакционной смеси. Установлено, что при насыпной плотности смеси Ni + Ti реализуются максимальные значения скорости и температуры горения.

Полученные компактные образцы из никелида титана могут быть использованы в качестве полуфабрикатов для дальнейшей переработки, для изготовления изделий медицинского назначения, а также в качестве мишеней для магнетронного напыления.

## ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мерджанова РАН (номер госрегистрации 122032800153-5).

## КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

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

## ЛИТЕРАТУРА

1. Хачин В. Н., Пушин В. Г., Кондратьев В. В. Никелид титана: структура и свойства. — М.: Наука, 1992.
2. Корнилов И. И., Белоусов О. К., Качур Е. В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом «памяти». — М.: Наука, 1977.
3. Belyaev S., Resnina N., Sibirev A. Peculiarities of residual strain accumulation during thermal cycling of TiNi alloy // *J. Alloys Compd.* — 2012. — V. 542. — P. 37–42. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.07.082.
4. Resnina N., Belyaev S. Influence of annealing on martensitic transformations in porous TiNi-based alloys produced by self-propagating high-temperature synthesis // *J. Alloys Compd.* — 2013. — V. 577, Suppl. 1. — P. S159–S163. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.10.118.
5. Гюнтер В. Э., Ясенчук Ю. Ф., Клопотов А. А., Ходоренко В. Н. Физико-механические свойства и структура сверхэластичных пористых сплавов на основе никелида титана // *Письма в ЖТФ.* — 2000. — Т. 26, № 1. — С. 71–76. — EDN: RYOVCB.
6. Tosun G., Ozler L., Kaya M., Orhan N. A study on microstructure and porosity of NiTi alloy implants produced by SHS // *J. Alloys Compd.* — 2009. — V. 487, N 1-2. — P. 605–611. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.08.023.
7. Wisutmethangoon S., Denmud N., Sirkong L. Characteristics and compressive properties of porous NiTi alloy synthesized by SHS technique // *Mater. Sci. Eng.* — 2009. — V. 515, N 1-2. — P. 93–97. — DOI: 10.1016/j.msea.2009.02.055.
8. Ходоренко В. Н., Гюнтер В. Э. Исследования структуры пористого никелида титана после термической обработки // *Изв. вузов. Физика.* — 2008. — Т. 51, № 10. — С. 86–93. — EDN: JVNDNF.
9. Resnina N., Belayev S., Voronkov A. Influence of chemical composition and preheating temperature on the structure and martensitic transformation in porous TiNi-based shape memory alloys, produced by self-propagating high-temperature synthesis // *Intermetallics.* — 2013. — V. 32. — P. 81–89. — DOI: 10.1016/j.intermet.2012.08.009.
10. Osipovich K. S., Vetoshkina N. G., Panchenko E. Yu., Chumlyakov Yu. I. Effect of one variant of Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> particles on stress-induced martensitic transformations in «111»-oriented Ti<sub>49.2</sub>Ni<sub>50.8</sub> single crystals // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* — 2015. — V. 93. — P. 012041. — DOI: 10.1088/1757-899X/93/1/012041.
11. Панченко Е. Ю., Овсянников А. В., Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Аксенов В. Б., Кукса М. П. Эффекты памяти формы, сверхэластичности и упругое двойникование R-мартенсита в состаренных под нагрузкой монокристаллах Ti–50.8 ат. % Ni // *Физ. мезомеханика.* — 2004. — Т. 7, спец. вып. № 1-1. — С. 237–240.
12. Chung C. Y., Chu C. L., Wang S. D. Porous TiNi shape memory alloy with high strength fabricated by self-propagating high-temperature synthesis // *Mater. Lett.* — 2004. — V. 58, N 11. — P. 1683–1686. — DOI: 10.1016/j.matlet.2003.10.045.
13. Kaya M., Orhan N., Tosun G. The effect of the combustion channels on the compressive strength of porous NiTi shape memory alloy fabricated by



- SHS as implant material // Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. — 2010. — V. 14, N 1. — P. 21–25. — DOI: 10.1016/j.cossms.2009.07.002.
14. **Итин В. И., Найбороденко Ю. С.** Высоко-температурный синтез интерметаллических соединений. — Томск: Изд-во ТГУ, 1989.
  15. **Корчагин М. А., Григорьева Т. Ф., Бохонов 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. 60–68. — EDN: OJMHBB.
  16. **Итин В. И., Монасевич Т. В., Братчиков А. Д.** Влияние механоактивации на закономерности самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в системе титан–никель // Физика горения и взрыва. — 1997. — Т. 33, № 5. — С. 48–51.
  17. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С., Шукин А. С.** Зависимости скорости горения и фазового состава конденсированных продуктов смеси Ti + Ni от времени механической активации // Физика горения и взрыва. — 2019. — Т. 55, № 3. — С. 63–70. — DOI: 10.15372/FGV20190308. — EDN: ZSFZHV.
  18. **Scardi P., Leoni M.** Whole powder pattern modelling // Acta Crystallogr. — 2002. — V. 58, Pt 2. — P. 190–200. — DOI: 10.1107/S0108767301021298.
  19. **Leoni M., Confente T., Scardi P.** PM2K: A flexible program implementing whole powder pattern modelling // Z. Kristallogr. Suppl. — 2006. — V. 23. — P. 249–254. — DOI: 10.1524/9783486992526-043.
  20. **Krivoglaz M. A., Ryaboshapka K. P.** Theory of X-ray scattering by crystals containing dislocations, screw and edge dislocations randomly distributed throughout the crystal // Fiz. Metallov. Metalloved. — 1963. — V. 15. — P. 18–31.
  21. **Wilkins M.** The determination of density and distribution of dislocations in deformed single crystals from broadened X-ray diffraction profiles // Phys. Status Solidi. — 1970. — V. 2, N 2. — P. 359–370. — DOI: 10.1002/pssa.19700020224.
  22. **Borbély A., Dragomir-Cernatescu J., Ribárik G., Ungár T.** Computer program ANIZC for the calculation of diffraction contrast factors of dislocations in elastically anisotropic cubic, hexagonal and trigonal crystals // J. Appl. Crystallogr. — 2003. — V. 36, Pt 1. — P. 160–162. — DOI: 10.1107/S0021889802021581.
  23. **Every A. G., McCurdy A. K.** Second and higher order elastic constants Mg–Zr // The Landolt–Börnstein–Group III Condensed Matter. Vol.: Second and Higher Order Elastic Constants / D. F. Nelson. — Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 1992. — V. 29a. — DOI: 10.1007/10046537-20.
  24. **Warren B. E.** X-Ray measurement of stacking fault widths in fcc metals // J. Appl. Phys. — 1961. — V. 32, N 11. — P. 2428–2431. — DOI: 10.1063/1.1777086.
  25. **Кипарисов С. С., Либенсон Г. А.** Порошковая металлургия. — М.: Металлургия, 1980.
  26. **Zhu Y. T., Huang J. Y., Gubicza J., et al.** Nanostructures in Ti processed by severe plastic deformation // J. Mater. Res. — 2003. — V. 18. — P. 1908–1917. — DOI: 10.1557/JMR.2003.0267.
  27. **Apurba Kanti Deb, Chatterjee P.** Study of deformation microstructure of nickel samples at very short milling times: effects of addition of  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles // J. Theor. Appl. Phys. — 2019. — V. 13. — P. 63–73. — DOI: 10.1007/s40094-019-0319-2.
  28. **Liu P., Wang Y.** Study on twin stacking faults in ultrafine nickel // Mater. Des. — 2000. — V. 21, N 3. — P. 155–157. — DOI: 10.1016/S0261-3069(99)00097-7.

*Поступила в редакцию 10.03.2023.*

*После доработки 17.04.2023.*

*Принята к публикации 24.05.2023.*