УДК 621.762.5 *Оригинальная статья*

Формирование поровой структуры интерметаллида NiTi при вакуумном спекании механически измельченного порошка

С.С. Володько[1], Г.В. Маркова[2], А.В. Касимцев[1], Д.В. Пермякова[2], А.Д. Гусев[2]
[1]ООО «МЕТСИНТЕЗ»
300034, Тульская область, Тула, пр-кт Красноармейский, 25а, комната 206
[2]ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет»
300012, Россия, Тула, Проспект Ленина, 92
volodko.sv@yandex.ru

DOI: 10.26456/pcascnn/2026.18.031

Аннотация: В работе исследована возможность управления морфологией и размером пор интерметаллида *NiTi* путем механической обработки исходного порошка. Порошок предварительно гидрировали для охрупчивания, обрабатывали в планетарной мельнице, после чего образцы получали вакуумным спеканием. Установлено, что интенсивная усадка исходного порошка начинается при температурах, приблизительно равных 0,9 температуры плавления, что существенно сужает температурный интервал регулирования пористости. Механическая обработка уменьшает средний размер частиц примерно с 90 до 10 мкм, при этом фазовый состав порошка сохраняется, а значимого увеличения микродеформации кристаллической решетки не наблюдается. Использование измельченного порошка способствует формированию более мелких и равномерно распределенных пор и активизирует спекание по сравнению с исходным порошком. При сопоставимой общей пористости удельная длина границ пора–матрица возрастает практически на порядок в случае порошка после измельчения. Полученные результаты показывают возможность регулирования геометрических характеристик порового пространства *NiTi* посредством изменения дисперсности исходного порошка без применения дополнительных порообразователей. Предложенный подход может быть использован при разработке пористых функциональных материалов, для которых существенны развитая поверхность раздела пора–матрица и контролируемая морфология пор.

Ключевые слова: NiTi, пористые материалы, поровая структура, механическое измельчение, планетарная мельница, вакуумное спекание.

Володько Сергей Сергеевич – к.т.н., ведущий инженер ООО «МЕТСИНТЕЗ»
Маркова Галина Викторовна – д.т.н., профессор кафедры машиностроения и материаловедения, ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет»
Касимцев Анатолий Владимирович – д.т.н., директор ООО «МЕТСИНТЕЗ»
Пермякова Дарья Валериевна – ассистент кафедры машиностроения и материаловедения, ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет»
Гусев Андрей Дмитриевич – ассистент кафедры машиностроения и материаловедения, ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет»

Original paper

Formation of the porous structure of the NiTi intermetallic compound during vacuum sintering of mechanically milled powder

S.S. Volodko[1], G.V. Markova[2], A.V. Kasimtsev[1], D.V. Permyakova[2], A.D. Gusev[2]
[1]METSINTEZ LLC, Tula, Russia
[2]Tula State University, Tula, Russia

DOI: 10.26456/pcascnn/2026.18.031

Abstract: A study explores the feasibility of controlling the morphology and pore size of a *NiTi* intermetallic compound by mechanical processing the starting powder. The powder was pre-

© С.С. Володько, Г.В. Маркова, А.В. Касимцев, Д.В. Пермякова, А.Д. Гусев, 2026

hydrogenated to induce embrittlement, processed in a planetary mill, and then vacuum sintered. It was found that intense shrinkage of the starting powder begins at temperatures of approximately 0,9 melting temperature, significantly narrowing the temperature range for porosity control. Mechanical processing reduces the average particle size from approximately 90 to 10 μm, while maintaining the powder's phase composition and not significantly increasing crystal lattice microstrain. The use of milled powder promotes the formation of smaller, more uniformly distributed pores and enhances sintering compared to the starting powder. With comparable overall porosity, the specific length of pore-matrix boundaries increases by almost an order of magnitude for the milled powder. These results demonstrate the feasibility of controlling geometric characteristics of the *NiTi* pore space by varying the dispersion of the starting powder without the use of some additional pore-forming agents. The proposed approach can be used in the development of porous functional materials for which a developed pore-matrix interface and controlled pore morphology are essential.
Keywords: NiTi, porous materials, pore structure, mechanical milling, planetary mill, vacuum sintering.

Sergey S. Volodko – Ph. D., Leading Engineer, METSINTEZ LLC, ORCID: 0000-0001-6309-8218
Galina V. Markova – Dr. Sc., Professor, Department of Mechanical Engineering and Materials Science, Tula State University, ORCID: 0000-0002-2575-4605
Anatoly V. Kasimtsev – Dr. Sc., Director, METSINTEZ LLC
Dariya V. Permyakova – Laboratory Assistant, Department of Mechanical Engineering and Materials Science, Tula State University, ORCID: 0009-0001-4489-278X
Andrej D. Gusev – Laboratory Assistant, Department of Mechanical Engineering and Materials Science, Tula State University, ORCID: 0009-0008-6120-9437

Поступила в редакцию/received: 15.08.2026; после рецензирования/revised: 27.09.2026; принята/accepted: 01.10.2026.

1. Введение

Интерметаллид *NiTi* представляет значительный интерес как функциональный материал благодаря эффекту памяти формы, сверхэластичности, высокой удельной прочности и способности к рассеянию механической энергии [1, 2]. Создание пористой структуры позволяет дополнительно регулировать механические и функциональные свойства *NiTi*, в частности снижать эффективный модуль упругости и изменять демпфирующую способность, что полезно для биомедицинских применений, а также расширяет перспективы его технического применения в качестве материала для поглощения вибраций и механической энергии [3, 4].

Функциональные свойства пористого *NiTi* определяются не только общей объемной долей пор, но также их размером, морфологией и пространственным распределением [3-5]. Формирование мелких и равномерно распределенных пор увеличивает протяженность границ пора–матрица и уменьшает толщину межпоровых перемычек. Такая структура может способствовать рассеянию механической энергии вследствие локализации деформации и развития микропластических процессов в металлической матрице [4, 5]. Таким образом, управление геометрическими характеристиками порового пространства представляет самостоятельную задачу при разработке материалов на основе *NiTi*.

Одним из наиболее распространенных подходов к получению пористого *NiTi* являются методы порошковой металлургии [2, 6, 8-12]. При этом характеристики конечной поровой структуры существенно зависят от параметров спекания, способа формирования заготовки и дисперсности исходного порошка [2, 6-11]. Управление пористостью исключительно посредством изменения температуры спекания может быть ограничено узким температурным интервалом интенсивной усадки. В связи с этим перспективным подходом является предварительное изменение дисперсности порошка, позволяющее воздействовать на размер и морфологию формирующихся пор без применения дополнительных порообразователей. В частности, показано, что механическая обработка исходных порошковых смесей для получения *NiTi* изменяет размер частиц, микродеформацию кристаллической решетки и пористость материала после вакуумного спекания [8]. Влияние температуры и продолжительности спекания, состава исходной порошковой смеси и использования гидридов на формирование поровой структуры *NiTi* рассмотрено в работах [9-11]. Сопоставление различных способов консолидации также показывает, что технологическая схема существенно влияет на морфологию пор и функциональные свойства получаемого материала [12]. Вместе с тем влияние механической обработки предварительно гидрированного порошка *NiTi* на протяженность границ пора–матрица при последующем вакуумном спекании изучено недостаточно.

Целью настоящей работы является установление влияния температуры вакуумного спекания и механической обработки предварительно гидрированного порошка *NiTi* в планетарной мельнице на его дисперсность, фазовое состояние и характеристики формирующейся при спекании пористой структуры.

2. Материалы и методики

В качестве объекта исследования использовали порошок *NiTi*, химический состав которого представлен в Таблице 1.

Таблица 1. Химический состав порошка *NiTi* (% мас.).

Ni	*Ti*	*Fe*	*C*	*O*	*N*	*Ca*
основа	44,3	0,07	0,043	0,10	0,042	0,09

Пористые структуры получали по методу холодного прессования и вакуумного спекания, а также по методу механической обработки порошка в планетарной мельнице и вакуумного спекания в состоянии свободной насыпки. Прессование осуществляли на гидростатическом прессе холодного изостатического прессования CIP 62330 фирмы Avure Technologies (США). Давление прессования составляло 200 МПа, время выдержки при давлении прессования – 3 минуты. Прессованные заготовки

спекали в вакуумной печи ЭСКВЭ-3/16ГМ12 с последующим охлаждением вместе с печью. Вакуум составлял $6{,}66 \cdot 10^{-2}$ – $6{,}66 \cdot 10^{-3}$ Па.

Механическую обработку порошков проводили на планетарной мельнице фирмы Fritsch. Размольные барабаны и тела были выполнены из оксида циркония. Обработку проводили циклами. Один цикл представляет собой 5 минуты работы и 5 минут простоя для охлаждения. Порошок предварительно гидрировали для охрупчивания, поскольку *NiTi* обладает достаточно высоким ресурсом пластичности. Хрупкие порошки лучше поддаются измельчению, так как не налипают на стенки размольных барабанов и мелющих шаров. Гидрирование проводили в камере Сивертса при давлении водорода 20 атм при комнатной температуре. Гидрирование заканчивали, когда поглощение водорода останавливалось, что фиксировали по прекращению снижения давления в камере. Спекание проводили в корундовых трубках диаметром 5 мм и высотой 80 мм в состоянии свободной насыпки.

Морфологию порошков изучали на электронном сканирующем микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA LMH с катодом LaB_6. Использовались режимы обратно отраженных и вторичных электронов. После спекания вырезанный образец заливали в смолу, делали поперечный шлиф и проводили анализ структуры на световом микроскопе Axio Observer D1m 1600 фирмы Carl Zeiss. при увеличениях от ×50 до ×500. Анализ изображений (определение характеристик пористости и размера частиц) проводили в программах AxioVision и ImageJ. Удельную длину границ пор высчитывали вручную в ImageJ, которую относили к общей площади микрофотографии (поле зрения). Для каждого образца было исследовано не менее трех полей зрения. Размер частиц измеряли методом измерения длин хорд по фотографиям СЭМ. Измерение плотности проводили гидростатическим методом по ГОСТ 18898-89 [13].

Фазовый состав образцов исследовали на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 с использованием монохроматического CuK_α излучения. Для монохроматизации излучения использовали графитовый монохроматор. Съёмку проводили по точкам (в режиме шагового сканирования) в интервале углов $2\theta = 10\ldots110°$, шаг съемки составлял 0,1°, экспозиция (выдержка) на точку съемки – 3 с. Микродеформацию кристаллической решетки рассчитывали методом Уильямсона-Холла. В качестве эталона для учета инструментального уширения использовали крупнокристаллический германий.

3. Результаты исследований

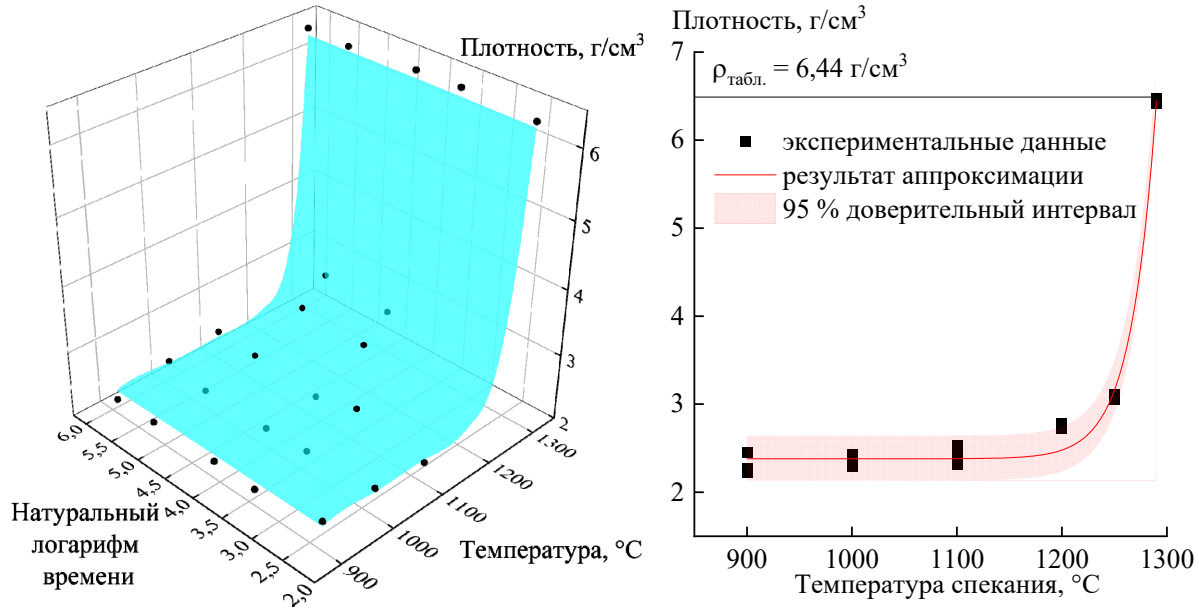
Спекание исходного порошка с предварительным холодным прессованием

На рис. 1 а представлены результаты исследования влияния

температуры и времени спекания исходного порошка на плотность никелида титана. Регрессионный анализ экспериментальных результатов показал, что время спекания статистически значимо не влияет на плотность (p -value = 0,93), в отличие от температуры, которая статистически значима (p -value < 10^{-5}). На рис. 1 б представлена зависимость плотности никелида титана только от температуры спекания. Это позволило установить уравнение регрессии, описывающее влияние температуры вакуумного спекания на плотность в пределах исследованного факторного пространства (900-1290°C):

$$\rho = \rho_0 + A \cdot e^{t/b},$$

где t – температура,°C; $\rho_0 = 2{,}37$ г/см^3; $A = 3{,}14 \cdot 10^{-23}$ г/см^3; $b = 24{,}24$°C.



а б

Рис. 1. Влияние температуры и продолжительности (времени) спекания на плотность $NiTi$ (а) и влияние температуры без учета продолжительности (б). Черные точки на (а) отражают экспериментальные значения, а поверхность отклика построена за счет аппроксимации экспериментальных данных для визуальной демонстрации влияния параметров спекания на плотность.

Установлено, что плотность не меняется до 1100°C (1373 К), а после интенсивно растет вплоть до температуры 1290°C (1563 К), при этом плотность становится равной теоретической, то есть достигается практически беспористое состояние. Здесь показано, что поведение интерметаллида при спекании отличается от классических твердых растворов и металлов, в которых заметная усадка начинается при температурах выше 0,7 T_{solid}. В случае $NiTi$ усадка начинается приблизительно с 0,9 T_{solid}. Это создает существенные технологические трудности, так как температурный интервал в пределах которого возможно

регулирование размеров и морфологии пор не превышает 100°С. Причем верхняя граница интервала совпадает с температурой плавления *NiTi* (1310°С), что недопустимо при твердофазном спекании.

Спекание порошка в состоянии свободной насыпки с применением механической обработки

На рис. 2 и 3 показано влияние механической обработки порошков в планетарной мельнице на морфологию частиц. Режимы обработки выбраны на основе предыдущих экспериментов на других системах, исходя из минимизации загрязнения порошка частицами материалов стенок барабанов и мелющих тел, при сохранении более высокой интенсивности измельчения относительно обычных смесителей.

На рис. 2 и 3 видно, что исходный порошок имеет разветвленную морфологию, частицы крупные и их размер порядка 100 микрометров. Первые два цикла обработки при 300 об/мин (см. рис. 2) приводят к тому, что морфология меняется значительно, и порошок приобретает форму глобулей размерами около 10 мкм. После 4 циклов морфология не меняется, но визуально кажется, что размер частиц уменьшается. Повышение оборотов мельницы с 300 до 400 об/мин не приводит к видимым изменения размеров и морфологии порошков.

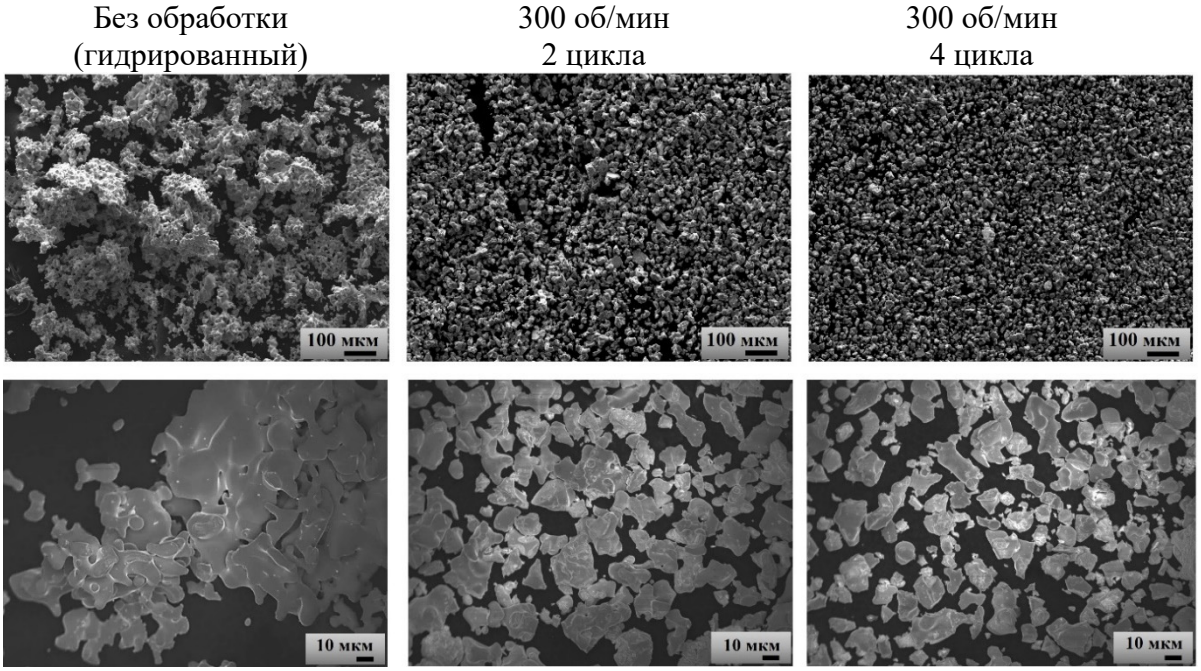


Рис. 2. Морфология порошка после обработки по режиму 300 об/мин. 1 цикл подразумевает 5 минут работы и 5 минут пауза.

Построенные гистограммы показали логнормальное распределение частиц по размерам для всех порошков (см. рис. 4). Варьирование режимов обработки не приводит к изменению вида распределения. На рис. 5 показано влияние механической обработки на средний размер частиц. В исходном порошке размер частиц составляет порядка 90 мкм. После измельчения он

уменьшается до ~10 мкм и при дальнейшем изменении режимов обработки существенной разницы в среднем размере частиц не наблюдается.

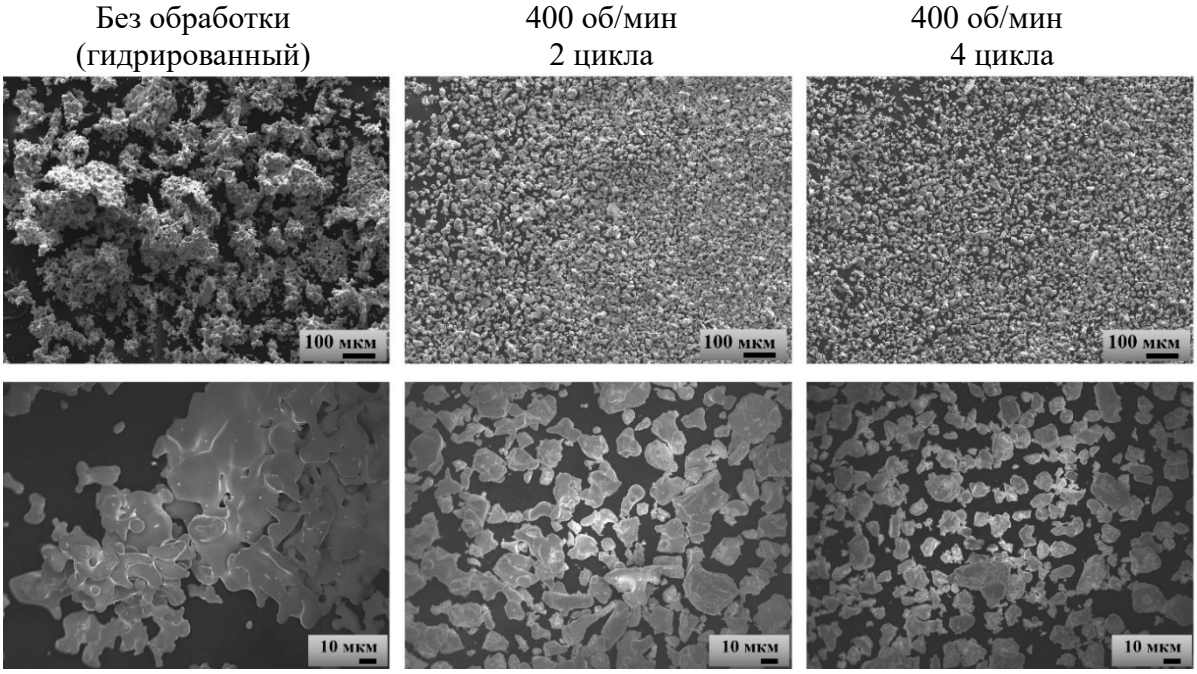


Рис. 3. Морфология порошка после обработки по режиму 400 об/мин. 1 цикл подразумевает 5 минут работы и 5 минут пауза.

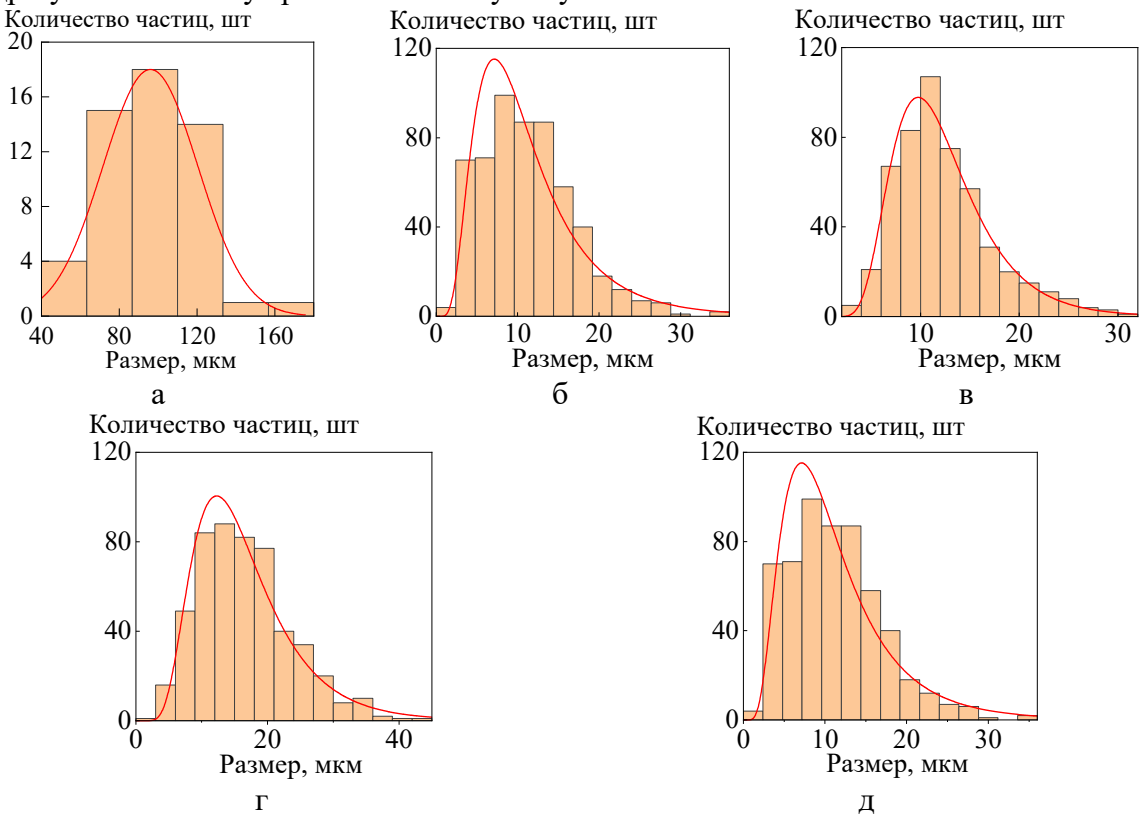


Рис. 4. Распределение частиц по размерам порошков до и после обработки: а – исходный порошок (гидрированный); б – 300 об/мин, 2 цикла; в – 300 об/мин, 4 цикла; г – 400 об/мин, 2 цикла; д – 400 об/мин, 4 цикла.

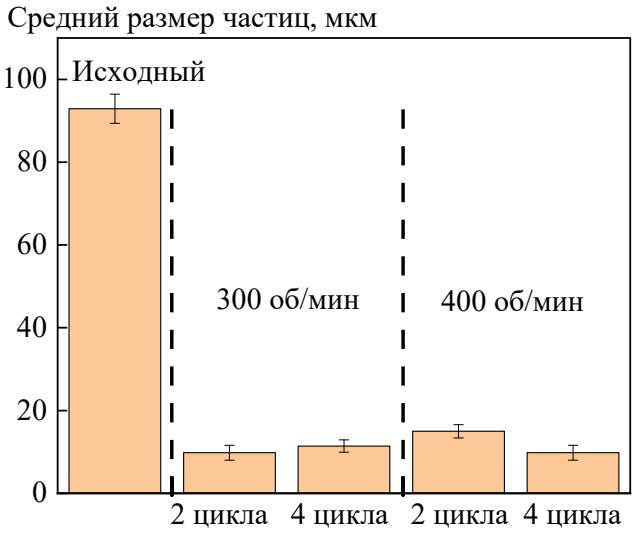


Рис. 5. Влияние обработки порошка в планетарной мельнице на средний размер частиц.

На рис. 6 и в Таблице 2 показаны результаты рентгеноструктурного анализа порошка до и после обработки при 300 и 400 об/мин. В исходном порошке наблюдаются две фазы – гидрид $TiNiH_x$ и Ni_4Ti_3. Фаза Ni_4Ti_3, присущая никель-обогащенным сплавам, присутствовала в порошке до насыщения водородом и с ним не взаимодействует. После помола фазовый состав не меняется, то есть гидрид сохраняется в структуре и не разлагается, что говорит о безопасности с технологической точки зрения. Таким образом, механическая обработка не влияет на фазовый состав порошка.

Предполагалось, что при помоле в структуре порошка будут накапливаться дефекты, что позволит понизить температуру спекания $NiTi$. Для оценки дефектности рассчитали микродеформацию кристаллической решетки для исходного порошка и после измельчения при 400 об/мин, 4 цикла. Значения микродеформации решетки идентичны в пределах ошибки (исходный $\Delta a / a = 0{,}46 \pm 0{,}06\%$; 400 об/мин $\Delta a / a = 0{,}49 \pm 0{,}04\%$). Следовательно, механическая обработка не повышает дефектность, а только приводит к измельчению. Это объясняется тем, что фаза $TiNiH_x$ хрупкая и разрушается при обработке без пластической деформации. На основе полученных данных можно заключить, что достаточно использовать режим 300 об/мин, 2 цикла.

На рис. 7 продемонстрированы структуры образцов после вакуумного спекания при температурах 1150-1250°С, время выдержки 30 мин, полученные из исходного порошка и после обработки. Показано, что, используя исходный порошок, удается получать крупные разветвленные поры, а в случае механической обработки (300 об/мин, 2 цикла) поры получаются мелкие и равномерно распределенные по образцу.

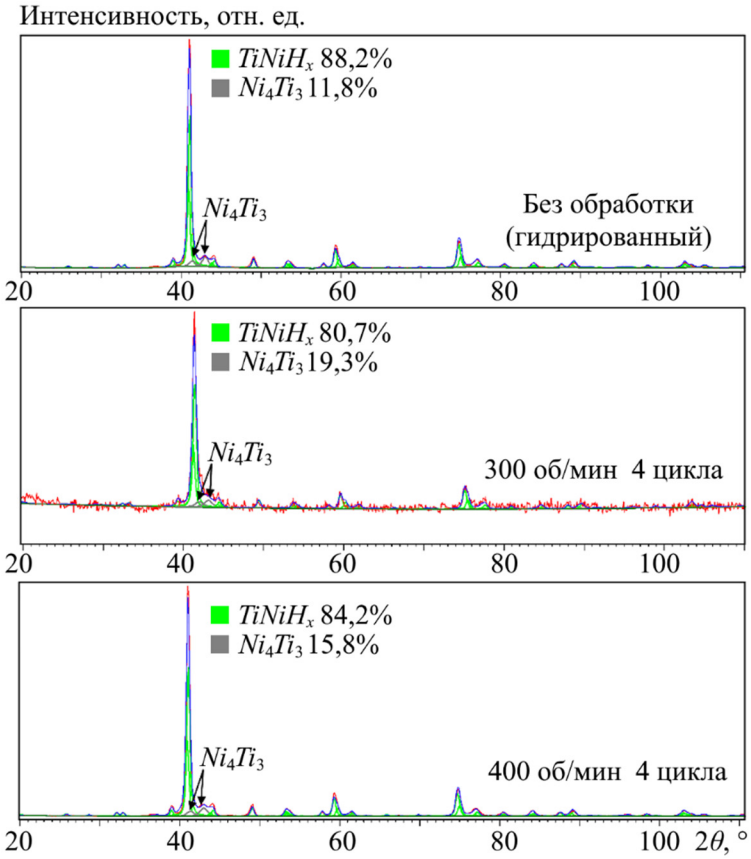


Рис. 6. Дифрактограммы порошков до и после обработки в планетарной мельнице. Неуказанные рефлексы относятся к основной фазе – гидриду $TiNiH_x$.

Таблица 2. Результаты количественного рентгеноструктурного анализа методом Ритвельда.

Образец	Фаза	Параметр решетки, нм[1]	Массовая доля, %[2]	Величина микродеформации решетки, %	Взвешенный R фактор, %
Без обработки (гидрированный)	$TiNiH_x$	$a = 0{,}6223$ $c = 1{,}2362$	88,2	0,46±0,06	8,13
	Ni_4Ti_3	$a = 1{,}1517$ $c = 0{,}5050$	11,8	–	
300 об/мин 4 цикла	$TiNiH_x$	$a = 0{,}6204$ $c = 1{,}2328$	80,7	–	7,49
	Ni_4Ti_3	$a = 1{,}1417$ $c = 0{,}5046$	19,3	–	
400 об/мин 4 цикла	$TiNiH_x$	$a = 0{,}6223$ $c = 1{,}2358$	84,2	0,49±0,04	10,15
	Ni_4Ti_3	$a = 1{,}1517$ $c = 0{,}5050$	15,8	–	

[1] – ошибка ± 5% мас., [2] – ошибка ± 0,0005 нм.

Также установлено, что при спекании в корундовых трубках на начальных стадиях (1150°C) образуется спеченная корка на периферии цилиндрических образцов (см. рис. 7). При этом во внутренней части

образца порошок остается неспеченным. Повышение температуры до 1200°C приводит к началу спекания частиц во внутренней области и образованию сквозного металлического каркаса. При 1250°C в случае спекания исходного порошка этот процесс не доходит до конца, и корка остается отличимой от тела заготовки, в то время как при спекании измельченного порошка структура становится визуально однородной по всему сечению.

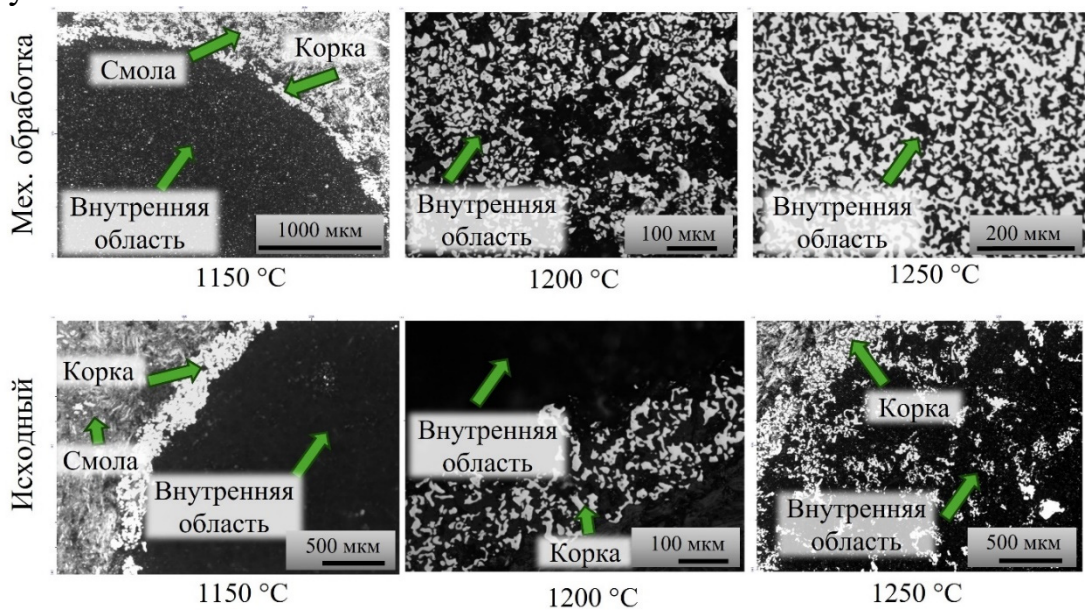


Рис. 7. Структуры образцов, полученных вакуумным спеканием исходного порошка и после обработки в планетарной мельнице по режиму 300 об/мин, 2 цикла. Градусы Цельсия указывают на температуру вакуумного спекания.

Получение пористых структур и их характеристики

На рис. 8 продемонстрированы структуры образцов после вакуумного спекания при различных температурах, полученные из порошка без и с применением механической обработки.

Чтобы количественно оценить влияние механической обработки порошка на структуру порового пространства было принято решение использовать не размер пор или общую пористость в образце, а удельную длину границ пор. Эта величина показывает отношение длины границ пор к общей площади наблюдаемого пространства микрошлифа, то есть размерность задается отношением длины и площади (мкм/мкм^2 = мкм$^{-1}$).

График на рис. 9 демонстрирует, как меняется общая пористость и удельная длина границ пор для образцов на рис. 8. В случае спекания исходного порошка можно наблюдать, что общая пористость может меняться в 1,5 раза, при этом удельная длина границ пор практически не меняется. В случае спекания порошка после обработки по режиму 300 об/мин, 2 цикла удельная длина границ пор существенно возрастает при сопоставимой общей пористости. Например, в образцах, полученных из исходного порошка «Спекание 1280°C» и после механической обработки

«Спекание 1250°С», общая пористость одинакова, но удельная длина границ пор различается на порядок, и она соответственно больше в образце, полученном из порошка после обработки. Это объясняется разветвленной морфологией пор, что удалось получить благодаря уменьшению среднего размера порошка при измельчении в 9 раз с 90 мкм до 10 мкм.

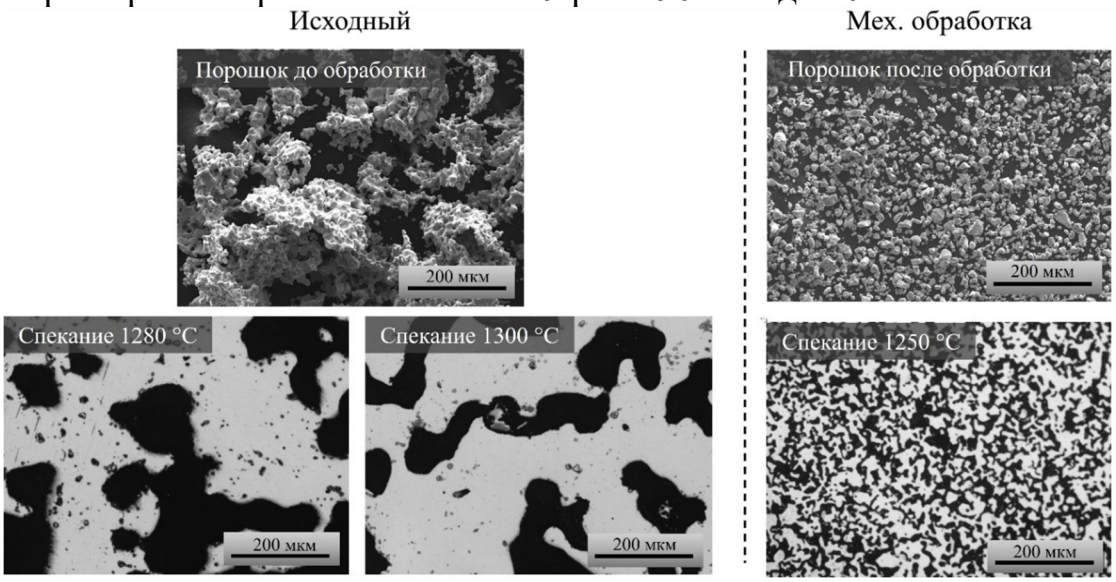


Рис. 8. Структуры образцов, полученные спеканием исходного порошка с предварительным холодным прессованием без механической обработки и спеканием порошка после механической обработки в планетарной мельнице в состоянии свободной насыпки.

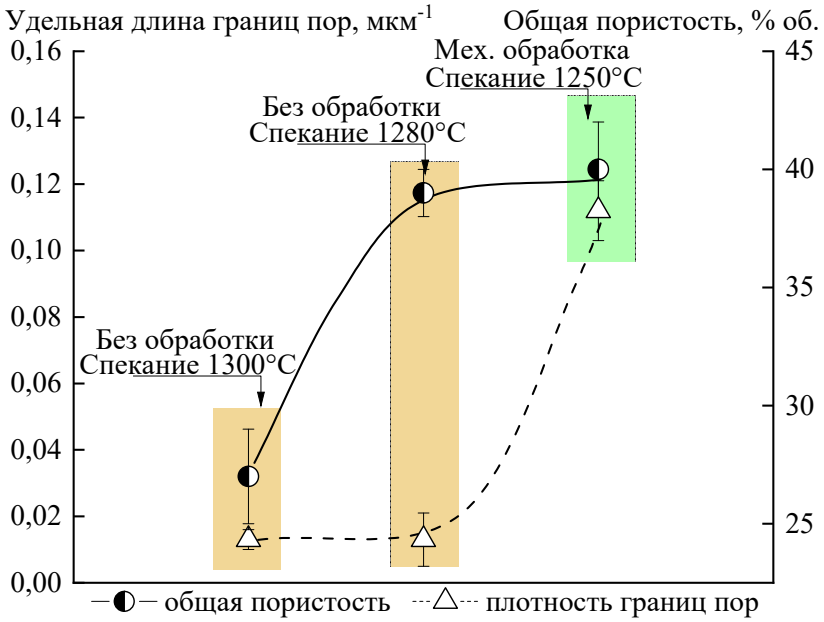


Рис. 9. Влияние состояния порошка и температуры спекания на удельную длину границ пор и общую пористость.

4. Заключение

В результате настоящей работы исследовано влияние температуры, времени вакуумного спекания и механической обработки порошка в

планетарной мельнице на характеристики порового пространства интерметаллида *NiTi*.

Механическая обработка в планетарной мельнице приводит к существенному уменьшению среднего размера частиц порошка, при этом изменение режимов обработки не оказывает значимого влияния на конечный размер частиц. Механическая обработка не влияет на фазовый состав порошка и не приводит к накоплению значительной дефектности кристаллической структуры, что делает технологию безопасной и воспроизводимой. Существенное уменьшение размеров частиц и отсутствие накопления дефектов за счет пластической деформации порошка при механической обработке объясняется применением предварительного гидрирования порошка с образованием в структуре гидрида $TiNiH_x$. Использование механически обработанного порошка позволяет формировать более однородную и мелкодисперсную пористую структуру при спекании по сравнению с исходным порошком. Это также приводит к значительному увеличению удельной длины границ пор, что должно приводить к увеличению вклада рассеяния энергии на поверхности раздела пора-матрица, а также к усилению проявления микропластической деформации за счет уменьшения размера поровых перемычек. В совокупности эти два механизма, вероятно, позволят повысить демпфирующую способность сплава. Вместе с тем формирование системы пор с разветвленными границами будет способствовать эффективному использованию сплава *TiNi* для биомедицинских применений в качестве материала для изготовления имплантатов.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 25-29-20055, https://rscf.ru/project/25-29-20055/) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.

Библиографический список:

1. **Jani, J.M.** A review of shape memory alloy research, applications and opportunities / J.M. Jani, M. Leary, A. Subic, M.A. Gibson // Materials & Design. – 2014. – V. 56. – P. 1078-1113. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.11.084.
2. **Parvizi, S.** Effective parameters on the final properties of NiTi-based alloys manufactured by powder metallurgy methods: a review / S. Parvizi, S.M. Hashemi, F. Asgarinia, et al. // Progress in Materials Science. – 2021. – V. 117. – Art. № 100739. – 43 p. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100739.
3. **Köhl, M.** Characterization of porous, net-shaped NiTi alloy regarding its damping and energy-absorbing capacity / M. Köhl, M. Bram, A. Moser et al. // Materials Science and Engineering A. – 2011. – V. 528. – I. 6. – P. 2454-2462. DOI: 10.1016/j.msea.2010.11.055.
4. **Zhang, X.X.** High damping capacity in porous NiTi alloy with bimodal pore architecture / X.X. Zhang, H.W. Hou, L.S. Wei et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – V. 550. – P. 297-301. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.09.145.
5. **Zhao, M.** Tailoring the damping and mechanical properties of porous NiTi by a phase leaching process / M. Zhao, Y. Shao, W. Zheng et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – V. 855. – Part 1. – Art. № 157471. – 7 p. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157471.
6. **Bansiddhi, A.** Porous NiTi for bone implants: a review / A. Bansiddhi, T.D. Sargeant, S.I. Stupp, D.C. Dunand

// Acta Biomaterialia. – 2008. – V. 4. – I. 4. – P. 773-782. DOI: 10.1016/j.actbio.2008.02.009.
7. **Peng, W.** Enhanced internal friction and specific strength of porous TiNi shape memory alloy composite by the synergistic effect of pore and Ti_2Ni / W. Peng, K. Liu, B.A. Shah et al. Enhanced // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – V. 816. – Art. № 152578. – 7 p. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152578.
8. **Sadrnezhaad, S.K.** Powder metallurgical fabrication and characterization of nanostructured porous NiTi shape-memory alloy / S.K. Sadrnezhaad, H. Arami, H. Keivan, R. Khalifezadeh // Materials and Manufacturing Processes. – 2006. – V. 21. – I. 8. – P. 727-735. DOI: 10.1080/10426910600727882.
9. **Li, B.-Y.** Porous NiTi alloy prepared from elemental powder sintering / B.-Y. Li, L.-J. Rong, Y.-Y. Li // Journal of Materials Research. – 1998. – V. 13. – I. 10. – P. 2847-2851. DOI: 10.1557/JMR.1998.0389.
10. Miao, T. Effect of sintering temperature on microstructure characteristics of porous NiTi alloy fabricated via elemental powder sintering / T. Miao, S. Zhan, X. Chen, L. Hu // Materials. – 2024. – V. 17. – I. 3. – Art. № 743. – 10 p. DOI: 10.3390/ma17030743.
11. **Chen, G.** An in situ study of NiTi powder sintering using neutron diffraction / G. Chen, K.-D. Liss, P. Cao // Metals. – 2015. – V. 5. – I. 2. – P. 530-546. DOI: 10.3390/met5020530.
12. **Yuan, B.** A comparative study of the porous TiNi shape-memory alloys fabricated by three different processes / B. Yuan, X.P. Zhang, M. Zhu et al. // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2006. – V. 37. – I. 3. – P. 755-761. DOI: 10.1007/s11661-006-0047-5.
13. Изделия порошковые. Методы определения плотности, содержания масла и пористости: ГОСТ 18898-89. – Введ. 01.01.1991. – М.: Издательство стандартов, 1990. – 10 с.

References:

1. Jani J.M., Leary M., Subic A., Gibson M.A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities, *Materials & Design*, 2014, vol. 56, pp. 1078-1113. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.11.084.
2. Parvizi S., Hashemi S.M., Asgarinia F. et al. Effective parameters on the final properties of NiTi-based alloys manufactured by powder metallurgy methods: a review, *Progress in Materials Science*, 2021, vol. 117, art. no. 100739, 43 p. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100739.
3. Köhl M., Bram M., Moser A. et al. Characterization of porous, net-shaped NiTi alloy regarding its damping and energy-absorbing capacity, *Materials Science and Engineering A*, 2011, vol. 528, issue 6, pp. 2454-2462. DOI: 10.1016/j.msea.2010.11.055.
4. Zhang X.X., Hou H.W., Wei L.S. et al. High damping capacity in porous NiTi alloy with bimodal pore architecture, *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 550, pp. 297-301. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.09.145.
5. Zhao M., Shao Y., Zheng W. et al. Tailoring the damping and mechanical properties of porous NiTi by a phase leaching process, *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 855, part 1, art. no. 157471, 7 p. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157471.
6. Bansiddhi A., Sargeant T.D., Stupp S.I., Dunand D.C. Porous NiTi for bone implants: a review, *Acta Biomaterialia*, 2008, vol. 4, issue 4, pp. 773-782. DOI: 10.1016/j.actbio.2008.02.009.
7. Peng W., Liu K., Shah B.A. et al. Enhanced internal friction and specific strength of porous TiNi shape memory alloy composite by the synergistic effect of pore and Ti_2Ni, *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 816, art. no. 152578, 7 p. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152578.
8. Sadrnezhaad S.K., Arami H., Keivan H., Khalifezadeh R. Powder metallurgical fabrication and characterization of nanostructured porous NiTi shape-memory alloy, *Materials and Manufacturing Processes*, 2006, vol. 21, issue 8, pp. 727-735. DOI: 10.1080/10426910600727882.
9. Li B.-Y., Rong L.-J., Li Y.-Y. Porous NiTi alloy prepared from elemental powder sintering, *Journal of Materials Research*, 1998, vol. 13, issue 10, pp. 2847-2851. DOI: 10.1557/JMR.1998.0389.
10. Miao T., Zhan S., Chen X., Hu L. Effect of sintering temperature on microstructure characteristics of porous NiTi alloy fabricated via elemental powder sintering, *Materials*, 2024, vol. 17, issue 3, art. no. 743, 10 p. DOI: 10.3390/ma17030743.
11. Chen G., Liss K.-D., Cao P. An in situ study of NiTi powder sintering using neutron diffraction, *Metals*, 2015, vol. 5, issue 2, pp. 530-546. DOI: 10.3390/met5020530.
12. Yuan B., Zhang X.P., Zhu M. et al. A comparative study of the porous TiNi shape-memory alloys fabricated by three different processes, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, vol. 37, issue 3, pp. 755-761. DOI: 10.1007/s11661-006-0047-5.
13. GOST 18898-89. Izdeliya poroshkovye. Metody opredeleniya plotnosti, soderzhaniya masla i poristosti [Powder products. Methods for determination of density oil content and porosity]. Moscow, Publishing standards, 1990. 10 p. (In Russian).