

ЧЕБЫШЕВСКИЙ СБОРНИК

Том 26. Выпуск 3.

УДК 621.762.52

DOI 10.22405/2226-8383-2025-26-3-374-384

Влияние режимов спекания на пористость порошкового интерметаллида TiNi¹

Г. В. Маркова, С. С. Володько, С. Н. Юдин, Д. В. Пермякова, И. А. Алимов, А. Д. Гусев

Маркова Галина Викторовна — доктор технических наук, профессор, Тульский государственный университет (г. Тула).

e-mail: galv.mark@rambler.ru

Володько Сергей Сергеевич — кандидат технических наук, ООО «МЕТСИНТЕЗ» (г. Тула).

e-mail: volodko.sv@yandex.ru

Юдин Сергей Николаевич — кандидат технических наук, ООО «МЕТСИНТЕЗ» (г. Тула).

e-mail: sergey-usn@mail.ru

Пермякова Дарья Валериевна — аспирант, Тульский государственный университет (г. Тула).

e-mail: darya.per@gmail.com

Алимов Иван Александрович — кандидат технических наук, ООО «МЕТСИНТЕЗ» (г. Тула).

e-mail: alimov.iwann@mail.ru

Гусев Андрей Дмитриевич — аспирант, Тульский государственный университет (г. Тула).

e-mail: dkines07@gmail.com

Аннотация

В связи с повышением среднего возраста населения страны растет потребность в операциях по замене суставов, восстановлению опорно-двигательного аппарата и в области стоматологии. Основное лечение этих заболеваний связано с использованием имплантатов для замены или усиления пораженной костной ткани. Металлические материалы являются наиболее востребованными благодаря сочетанию высоких механических свойств и коррозионной стойкости. Эффективность от использования имплантатов зависит от нескольких факторов — биохимической, биомеханической и гистологической совместимости. Биомеханическая совместимость определяется соответствием модулей упругости костной ткани и вживляемой конструкции. Среди новых металлических сплавов для имплантации выделяется никелид титана — TiNi, обладающий наиболее низким модулем Юнга. Создание пористых материалов может еще больше сблизить значения упругих констант материала имплантатов и костной ткани и, кроме того, обеспечить хорошую интеграцию имплантата с костными структурами. Для создания пористого никелида титана предложено использовать методы порошковой металлургии. Порошок TiNi, полученный гидридно-кальциевым восстановлением, подвергается спеканию по разным температурно-временным режимам — температуры варьировали от 900 до 1290 °С, продолжительность — от 10 до 360 мин. Реализовано 24 режима спекания и получены образцы с разной пористостью. Статистическая обработка полученных результатов показала, что фактор продолжительности спекания не влияет в исследованном диапазоне времен. Зависимость пористости от температуры спекания описывается экспоненциальным уравнением. Показано, что пористость слабо меняется

¹ 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

вплоть до температур 1200 °С, а при более высоких температурах спекания резко снижается до минимальных значений. Результаты исследования показали, что получение образцов TiNi с разной пористостью потребует точного соблюдения температурного режима спекания. При этом временной фактор не играет существенной роли в изменении пористости.

Ключевые слова: нитинол, модуль упругости, порошковая металлургия, пористость, спекание, температура, матрица планирования, уравнение регрессии.

Библиография: 16 названий.

Для цитирования:

Маркова, Г. В., Володько, С. С., Юдин, С. Н., Пермякова, Д. В., Алимов, И. А., Гусев, А. Д. Влияние режимов спекания на пористость порошкового интерметаллида TiNi // Чебышевский сборник, 2025, т. 26, вып. 3, с. 374–384.

CHEBYSHEVSKII SBORNIK

Vol. 26. No. 3.

UDC 621.762.52

DOI 10.22405/2226-8383-2025-26-3-374-384

Effect of sintering parameters on the porosity of TiNi powder intermetallic compound

G. V. Markova, S. S. Volodko, S. N. Yudin, D. V. Permyakova, I. A. Alimov, A. D. Gusev

Markova Galina Viktorovna — doctor of technical sciences, professor, Tula State University (Tula).

e-mail: galv.mark@rambler.ru

Volodko Sergey Sergeevich — candidate of technical sciences, LLC METSINTEZ (Tula).

e-mail: volodko.sv@yandex.ru

Yudin Sergey Nikolaevich — candidate of technical sciences, LLC METSINTEZ (Tula).

e-mail: sergey-usn@mail.ru

Permyakova Darya Valerievna — postgraduate student, Tula State University (Tula).

e-mail: darya.per@gmail.com

Alimov Ivan Aleksandrovich — candidate of technical sciences, LLC METSINTEZ (Tula).

e-mail: alimov.iwann@mail.ru

Gusev Andrey Dmitrievich — postgraduate student, Tula State University (Tula).

e-mail: dkines07@gmail.com

Abstract

Due to the increase in the average age of the country's population, there is a growing need for joint replacement, restoration of the musculoskeletal system and in the field of dentistry. The main treatment for these diseases involves the use of implants to replace or strengthen the affected bone tissue. Metal materials are the most in demand due to the combination of high mechanical properties and corrosion resistance. The effectiveness of using implants depends on several factors – biochemical, biomechanical, and histological compatibility. Biomechanical compatibility is determined by the correspondence of the elastic modules of the bone tissue and the implanted structure. Titanium nickelide, TiNi, which has the lowest Young's modulus, stands out among the new metal alloys for implantation. The creation of porous materials can further bring the values of the elastic constants of the implant material and bone tissue closer and, in addition, ensure good integration of the implant with bone structures. It is proposed to use powder metallurgy methods to create porous titanium nickelide. TiNi powder obtained by calcium hydride reduction is sintered according to different temperature and time regimes -

temperatures ranged from 900 to 1290 °C, duration - from 10 to 360 min. 24 sintering modes were implemented and samples with different porosities were obtained. Statistical processing of the obtained results showed that the sintering duration factor has no effect in the studied time range. The dependence of porosity on the sintering temperature is described by an exponential equation. It is shown that the porosity varies slightly up to temperatures of 1200 °C, and at higher sintering temperatures it sharply decreases to minimum values. The results of the study showed that obtaining TiNi samples with different porosities will require precise compliance with the sintering temperature regime. In this case, the time factor does not play a significant role in the change in porosity.

Keywords: nitinol, modulus of elasticity, powder metallurgy, porosity, sintering, temperature-planning matrix, regression equation.

Bibliography: 16 titles.

For citation:

Markova, G. V., Volodko, S. S., Yudin, S. N., Permyakova, D. V., Alimov, I. A., Gusev, A.D. 2025, "Effect of sintering parameters on the porosity of TiNi powder intermetallic compound", *Chebyshevskii sbornik*, vol. 26, no. 3, pp. 374–384.

1. Введение

В последние годы отмечено бурное развитие биоматериалов, которые используются при изготовлении конструкций или имплантатов для восстановления формы и функции утраченных или поврежденных биологических структур в организме. Применение биоматериалов интенсивно расширяется в соответствии с потребностями стареющего населения, которое имеет нарушения работы опорно-двигательной системы. По данным Росстата, доля жителей страны в возрасте 65 лет и старше в России на 1 января 2024 года составляет 17,1%. Ожидается, что к 2030 году численность пожилого населения составит более 20% от общей численности населения. Несмотря на расширение использования органических и керамических материалов, металлические сплавы занимают свое место при изготовлении имплантатов благодаря сочетанию механических и химико-физических свойств [1].

Успех или неудача при установке имплантатов определяется многими факторами: 1) биологической совместимостью с точки зрения химического взаимодействия ткани и материала имплантата, 2) механической биосовместимостью с точки зрения размещения и стабильности функционирования имплантата под нагрузкой, 3) гистосовместимостью с точки зрения возможности неблагоприятного воспалительного и иммунного ответа со стороны организма [2]. Одной из основных проблем биомеханической совместимости является несоответствие модулей упругости костной ткани и вживляемой конструкции, что приводит к деградации кости и/или ее разрушению.

Модули упругости большинства используемых в настоящий момент металлических композиций много выше модуля упругости кости (рисунок 1). Первое поколение материалов для имплантатов (нержавеющие стали и сплавы Co-Cr) имели значения модуля упругости в несколько раз более высокие, чем костная ткань. Широко используемые в настоящее время для костных имплантатов сплавы второго поколения (титан и титановые сплавы типа ВТ-6) имеют модуль Юнга приблизительно в 3 раза выше, чем Е кости. В течение последних десятилетий большое внимание уделяется сплавам третьего поколения, в частности, интерметаллиду TiNi со структурой β -фазы, в которой реализуется мартенситное превращение термоупругого типа, благодаря чему сплав проявляет функциональные свойства - сверхупругость и память формы. В точке фазового перехода величина модуля упругости сплава снижается до 50 ГПа, что обеспечивает существенно более высокую биомеханическую совместимость, чем сплавы первого и второго поколения.

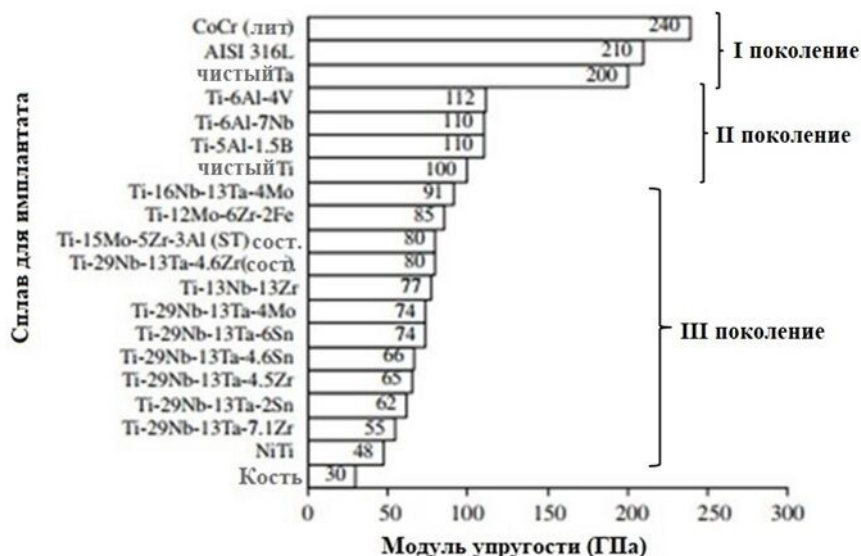


Рис. 1: Значения модуля упругости сплавов, применяемых для имплантатов [3]

Величина модуля упругости сплава может быть еще более приближена к модулю кости за счет создания пористых структур [4, 5]. В связи с этим перспективной технологией получения сплавов представляется порошковая металлургия. Формирование пористой структуры материала имплантата способствует лучшей остеоинтеграции, т.е. стабильному закреплению имплантата за счет прорастания костной ткани в поры [6, 7, 8]. Количество, размер пор и архитектура порового пространства определяются как морфологией исходного порошка, так и условиями консолидации.

Вместе с тем, порошковая технология может решить еще одну проблему – стабильности температуры проявления функциональных свойств, которая определяется прецизионностью состава сплава. Хорошо известно, что температура мартенситного превращения в TiNi чрезвычайно чувствительна по отношению к составу исходной фазы [9]. При использовании традиционной технологии литья для обеспечения однородности химического состава сплава даже небольшие по объему литые заготовки необходимо несколько раз подвергать переплавам, пластической деформации и последующим отжигам. Порошковая металлургия позволяет существенно уменьшить количество технологических операций.

Для получения порошков интерметаллидов, к которым относится TiNi, ранее уже был использован метод гидридно-кальциевого синтеза [10, 11]. Металлический порошок получается в результате протекания химической реакции:



Одно из главных преимуществ данного метода заключается в том, что после спекания такого порошка заготовка имеет одинаковый состав по всему объему. Кроме того, порошок, полученный гидридно-кальциевым синтезом, характеризуется губчатой морфологией, что способствует получению пористых заготовок [11]

Процесс синтеза и консолидации гидридно-кальциевого порошка TiNi достаточно хорошо отработан для получения компактных заготовок [12, 13, 14, 15, 16]. Однако при получении пористых заготовок требуется корректировка технологических параметров спекания.

Целью данной работы является установление зависимости пористости спеченных заготовок из сплава TiNi от температуры и продолжительности спекания.

2. Материалы и методика

Для получения порошка интерметаллида TiNi гидридно-кальциевым методом использовали шихту, состоящую из диоксида титана TiO_2 , порошка карбонильного никеля и гидрида кальция CaH_2 . При нагреве шихты образуется жидкий кальций, который восстанавливает TiO_2 до чистого титана. Одновременно в расплаве кальция происходит растворение никеля, который взаимодействует с титаном, в результате чего по реакции (1) образуется интерметаллическое соединение TiNi. Шихту нагревали до температуры, не превышающей 1200 °С. Синтезированный порошок промывали в слабом растворе соляной кислоты, затем в воде, сушили и рассевали.

Химический состав полученного порошка приведен в таблице 1. Сравнение состава гидридно-кальциевого порошка с требованиями стандартов показало, что содержание основных компонентов и примесей находится в пределах, допустимых отечественным ТУ, но несколько превышает требования ASTM по содержанию кислорода.

Таблица 1: Химический состав порошка TiNi

	Химический состав, % масс.									
	Основные элементы		примеси, не более							
	Ni	Ti	C	Co	Fe	Si	N	O	H	сумма прочих примесей
ТУ 1-809-394-84 (ТН1)	53,5-56,5	основа	0,1	0,2	0,3	0,15	0,05	0,2	0,013	0,3
ASTM F 2063-00 (для медико-цинских применений)	54,5-57,0	основа	0,07	0,05	0,05	-	0,05	0,05	0,005	-
$Ti_{50}Ni_{50}$ порошок	55,45	основа	0,043	-	0,07	-	0,042	0,1	-	0,09 Ca

Прессование порошка выполняли на гидростатическом прессе холодного прессования СР 62330 фирмы Avure Technologies с рабочим давлением 200 МПа и выдержкой 2 минуты. Спекание проводили в вакуумной шахтной электропечи сопротивления СШВ-1.2,5/25 И1, в вакууме 5×10^{-5} мм.рт.ст. при температуре от 900 до 1290 °С в течение 10-360 мин с последующим медленным охлаждением с печью (до температуры 700-600 °С - со скоростью охлаждения ~ 200 °С/час, далее - ~ 40 °С/час). Температурные интервалы спекания определяли опытным путем. Нижняя граница 900 °С определялась экспериментально по признаку сохранности формы спека и отсутствия осыпания заготовки. Верхняя граница ограничена температурой плавления, определенной ранее с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии на компактных прессовках и равной 1294 °С.

Плотность спеченных образцов определяли методом гидростатического взвешивания:

$$\rho = \frac{P}{V} = \frac{P}{P - Q} \times d_l \quad (2)$$

где ρ - плотность; P - масса образца на воздухе; Q - масса образца в воде; d_l - плотность жидкости.

В качестве результата принимали среднее арифметическое 3 измерений. Пористость Π рассчитывали из плотности по соотношению:

$$\Pi = \left(1 - \frac{\rho}{\rho_T}\right) \times 100\% \quad (3)$$

где ρ – плотность образца, ρ_T – теоретическая плотность, равная 6,6 г/см³.

3. Результаты исследования

Для определения влияния температуры и продолжительности спекания на пористость никелида титана была составлена матрица планирования (таблица 2) и на первом этапе реализовано 20 экспериментов с разными температурно-временными параметрами спекания, после каждого из которых проведено определение плотности образцов.

Таблица 2: Матрица планирования экспериментов и результаты определения пористости

Номер режима	Температура спекания, °C	Продолжительность спекания, мин	Пористость, %
1	900	10	62,9
2	900	30	65,9
3	900	60	65,6
4	900	180	65,9
5	900	360	66,2
6	1000	10	63,2
7	1000	30	64,6
8	1000	60	65,2
9	1000	180	65,3
10	1000	360	63,6
11	1100	10	64,9
12	1100	30	61,7
13	1100	60	64,6
14	1100	180	63,3
15	1100	360	62,7
16	1290	10	2,6
17	1290	30	1,8
18	1290	60	2,0
19	1290	180	2,7
20	1290	360	2,3
Дополнительные режимы			
21	1200	60	58,6
22	1200	180	57,9
23	1250	60	53,8
24	1250	180	52,9

Полученные 20 результатов обработаны с помощью программы Minitab. На первом этапе экспериментальные данные описали множественной регрессией в виде уравнения второго порядка:

$$Y = a_0 + a_1X_1 + a_2X_2 + a_3X_1^2 + a_4X_2^2 + a_5X_1X_2 \quad (4)$$

где Y – выходной параметр (пористость); X_1 и X_2 – влияющие факторы: температура и продолжительность спекания, соответственно, $a_0 \dots a_5$ – коэффициенты модели.

В результате обработки получили значения коэффициентов: $a_0 = -716,9$; $a_1 = 1,54$; $a_2 = -7,63 \times 10^{-4}$; $a_3 = 1,15$; $a_4 = -3,12 \times 10^{-4}$; $a_5 = -3,44 \times 10^{-5}$.

Проверка значимости коэффициентов показала, что продолжительность спекания в изученном интервале времени несущественно влияет на пористость (рисунок 2).

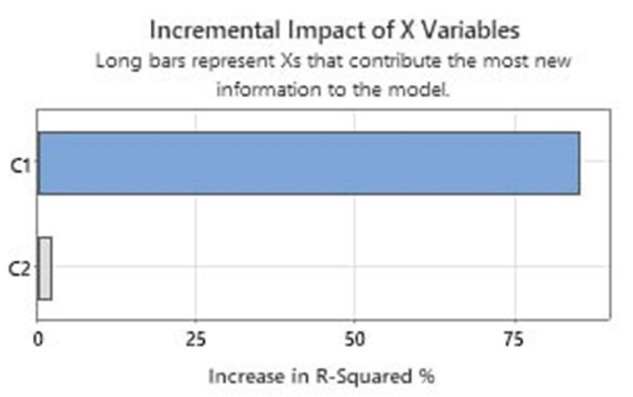


Рис. 2: Вклад переменных факторов в модель (4)

Тогда итоговое уравнение приобрело вид:

$$\Pi = -635,6 + 1,43T + 0,0007T^2 \quad (5)$$

Соответствующий график приведен на рисунке 3.

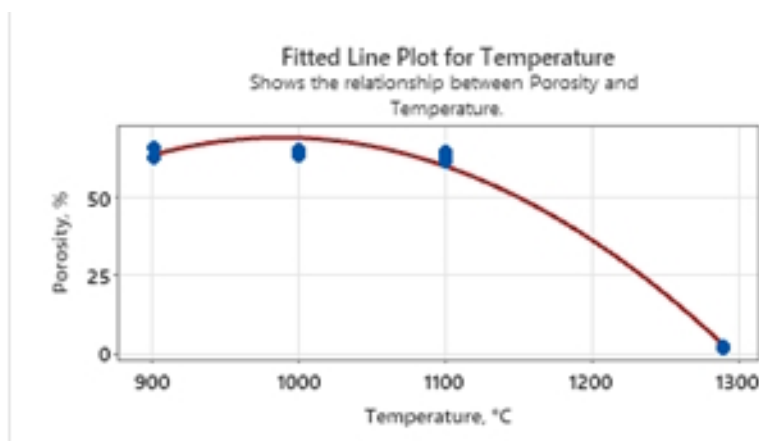
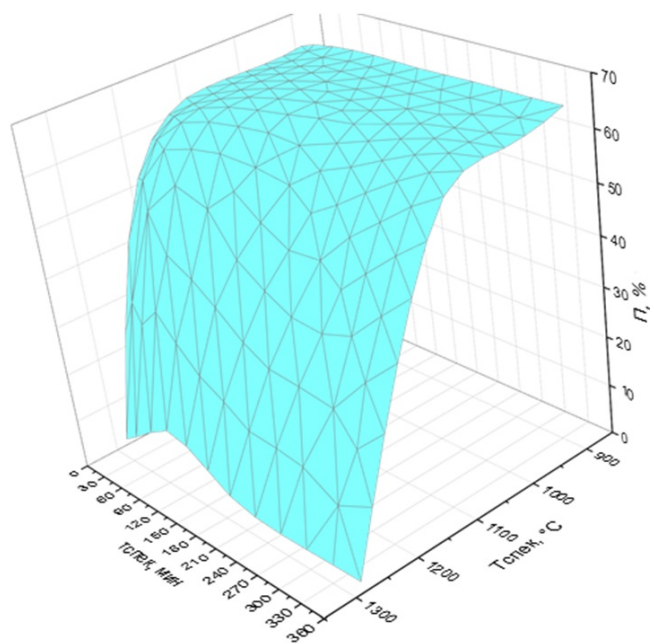


Рис. 3: Зависимость пористости от температуры спекания

Экспериментальные данные показывают, что при низких температурах спекания до 1100 °С пористость практически не снижается. Интервал от 1100 °С до 1294 °С слишком велик для того чтобы точно установить температуру спекания для получения нужной пористости. В связи с этим были проведены дополнительные режимы спекания (№№21-24 в таблице 2). После выполнения дополнительных экспериментов получили поверхность отклика, представленную на рисунке 4.

Несмотря на выполнение дополнительных режимов спекания, общий вид зависимости изменился мало. Однако стало очевидным, что пористость не уменьшается существенно вплоть

Рис. 4: Вид поверхности отклика $\Pi(T, \tau)$

до температуры 1200 °С, т.е. технологический интервал температур спекания, внутри которого можно управлять пористостью оказался еще уже, чем предполагалось вначале.

С учетом отсутствия значимого влияния фактора времени спекания итоговая зависимость $\Pi(T)$ представлена на рисунке 5.

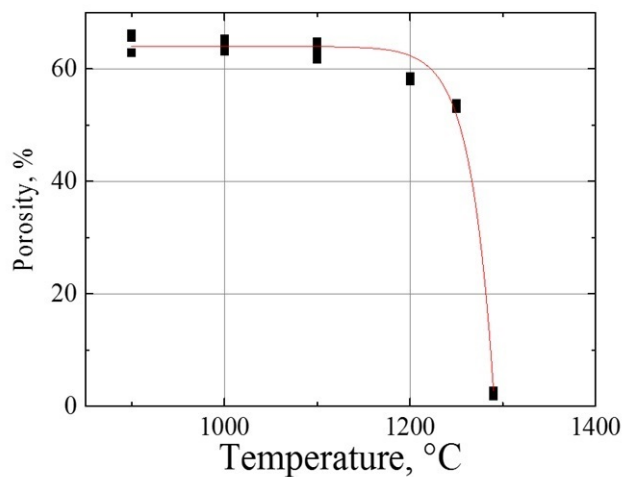


Рис. 5: Зависимость пористости от температуры спекания с учетом дополнительных режимов спекания

Полученная кривая наилучшим образом описывается экспоненциальным уравнением в виде:

$$Y = (A \times e^{X/B}) + Y_0 \quad (6)$$

где Y - пористость образца после спекания; X - температура спекания; Y_0 - пористость после прессования рассчитанная по модели = 64,0%; A и B - коэффициенты, $A = -1,44 \times 10^{-21}$; $B = 24,8$.

Коэффициент детерминации полученной модели $R=0,99$. По уравнению (6) может быть определена температура спекания, обеспечивающая необходимый уровень пористости.

4. Заключение

Проведенные эксперименты показывают, что получение образцов с разной пористостью при спекании гидридно-кальциевого порошка никелида титана представляет собой непростую практическую задачу. Существенное изменение пористости наблюдается только после нагрева до 1200 °С. При этом фактор времени спекания в исследованном интервале значений τ влияет незначительно, что уменьшает возможности варьирования технологических режимов для получения разной пористости. Для получения образцов с разной пористостью, необходимо точно выдерживать температуру спекания в сравнительно небольшом интервале температур 1200 – 1290 °С.

СПИСОК ЦИТИРОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pilliar R. M. Metallic biomaterials //Biomedical materials. – 2021. – С. 1-47
2. Bandyopadhyay A, Mitra I., Goodman S.B., Kumar M., Bose S. Improving biocompatibility for next generation of metallic implants //Progress in Materials Science. 2023. 133. 101053
3. Geetha M. AK Singh, R Asokamani et al. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants–A review //Progress in materials science. – 2009. – Т. 54. – №. 3. – С. 397-425.
4. Greiner C., Oppenheimer S. M., Dunand D. C. High strength, low stiffness, porous NiTi with superelastic properties//Actabiomaterialia. 2005. V.1, №. 6. P. 705-716
5. Pałka K., Pokrowiecki R. Porous Titanium Implants: A Review// Adv. Eng. Mater. 2018. 1700648 DOI: 10.1002/adem.201700648
6. Воложин Г.А., А.П. Алехин, А.М. Маркеев и др. Влияние физико-химических свойств поверхности титановых имплантатов и способов их модификации на показатели остеоинтеграции// Институт стоматологии. – 2010. – № 44. – С.100-108.
7. Mitchell M. R., Jerina K. L. Fatigue and Fracture of Medical Metallic Materials and Devices. – ASTM International, 2007. – №. 148118
8. Prasad S. et al. Metallic Foams in Bone Tissue Engineering //Nanoscale Engineering of Biomaterials: Properties and Applications. – Singapore : Springer Nature Singapore, 2022. – С. 181-205.
9. Пушин В. Г., Прокошкин С. Д., Валиев Р. З. и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. 1. Структура, фазовые превращения и свойства – Екатеринбург: Изд-во УрО-РАН. 2006. 439 с.
10. А.В. Шуйцев. Структура и функциональные свойства интерметаллида TiNi, полученного спеканием гидридно-кальциевых порошков. автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. тех. наук (05.16.01) / Шуйцев Александр Владимирович; «ФГБОУ ВПО Тульский государственный университет». – Тула, 2016. – 19 с
11. Касимцев А.В., Маркова Г.В., Володько С.С., Юдин С.Н., Карпов Б.В., Алимов И.А. Порошковый никелид-титана: технология и свойства // Металлы. – 2020. - №6. – С. 31 – 40

12. Изменение структуры и свойств порошкового гидридно-кальциевого никелида титана при ротационной ковке / Касимцев А.В., Маркова Г.В., Шуйцев А.В., Свиридова Т.А., Володько С.С. // Технология легких сплавов, - 2016. - №3. С.44-52
13. A. Shuytcev, G. Markova, A. Kasimtcev, S. Volod'ko, The influence of deformation on the structure and properties of TiNi sintered powder // *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) 4685–4689
14. Маркова Г. В., Касимцев А. В., Володько С. С., Бубненко Б. Б. Влияние поперечно-винтовой прокатки на структуру и свойства порошкового сплава TiNi. Часть 1 // *Цветные металлы*. 2018. № 11. С. 75-82.
15. Г. В. Маркова, А. В. Касимцев, С. С. Володько, И.А.Алимов Влияние поперечновинтовой прокатки на структуру и свойства порошкового сплава TiNi. Часть 2 // *Цветные металлы*. 2018. № 12, с. 75-81.
16. Маркова Г.В., Касимцев А.В., Володько С.С., Юдин С.Н., Алимов И.А., Гончаров С.С., Свиридова Т.А. Влияние экструзии порошкового сплава TiNi на его структуру и свойства // *Технология лёгких сплавов*. – 2019. - №3. – С. 34 – 42.

REFERENCES

1. Pilliar, R.M., 2021, “Metallic biomaterials”, *Biomedical Materials*, pp. 1-47.
2. Bandyopadhyay, A., Mitra, I., Goodman, S.B., Kumar, M., Bose, S., 2023, “Improving biocompatibility for next generation of metallic implants”, *Progress in Materials Science*, vol. 133, 101053.
3. Geetha, M., Singh, A.K., Asokamani, R., et al., 2009, “Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants - A review”, *Progress in Materials Science*, vol. 54, no. 3, pp. 397-425.
4. Greiner, C., Oppenheimer, S.M., Dunand, D.C., 2005, “High strength, low stiffness, porous NiTi with superelastic properties”, *Acta Biomaterialia*, vol. 1, no. 6, pp. 705-716.
5. Pałka, K., Pokrowiecki, R., 2018, “Porous Titanium Implants: A Review”, *Advanced Engineering Materials*, 1700648. DOI: 10.1002/adem.201700648.
6. Volozhyn, G.A., Alekhin, A.P., Markeev, A.M., et al., 2010, “Influence of physico-chemical properties of titanium implant surfaces and methods of their modification on osteointegration indices”, *Stomatologiya*, vol. 44, pp. 100-108.
7. Mitchell, M.R., Jerina, K.L., 2007, *Fatigue and Fracture of Medical Metallic Materials and Devices*, West Conshohocken: ASTM International, 148118.
8. Prasad, S., et al., 2022, “Metallic Foams in Bone Tissue Engineering”, in *Nanoscale Engineering of Biomaterials: Properties and Applications*, Singapore: Springer Nature, pp. 181-205.
9. Pushin, V.G., Prokoshkin, S.D., Valiev, R.Z., et al., 2006, *Titanium Nickelide Alloys with Shape Memory. Part 1. Structure, Phase Transformations and Properties*, Ekaterinburg: Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 439 p.
10. Shuytsev, A.V., 2016, *Structure and Functional Properties of TiNi Intermetallic Obtained by Sintering Hydride-Calcium Powders*, PhD Thesis, Tula: Tula State University, 19 p.

11. Kasimtsev, A.V., Markova, G.V., Volod'ko, S.S., Yudin, S.N., Karpov, B.V., Alimov, I.A., 2020, "Powder titanium nickel: technology and properties", *Metally*, no. 6, pp. 31-40.
12. Kasimtsev, A.V., Markova, G.V., Shuytcev, A.V., Sviridova, T.A., Volod'ko, S.S., 2016, "Changes in the structure and properties of powder hydride-calcium titanium nickel during rotary forging", *Tekhnologiya Legkikh Splavov*, no. 3, pp. 44-52.
13. Shuytcev, A., Markova, G., Kasimtsev, A., Volod'ko, S., 2017, "The influence of deformation on the structure and properties of TiNi sintered powder", *Materials Today: Proceedings*, vol. 4, pp. 4685-4689.
14. Markova, G.V., Kasimtsev, A.V., Volod'ko, S.S., Bubnenkov, B.B., 2018, "Influence of cross-helical rolling on the structure and properties of powder TiNi alloy. Part 1", *Tsvetnye Metally*, no. 11, pp. 75-82.
15. Markova, G.V., Kasimtsev, A.V., Volod'ko, S.S., Alimov, I.A., 2018, "Influence of cross-helical rolling on the structure and properties of powder TiNi alloy. Part 2", *Tsvetnye Metally*, no. 12, pp. 75-81.
16. Markova, G.V., Kasimtsev, A.V., Volod'ko, S.S., Yudin, S.N., Alimov, I.A., Goncharov, S.S., Sviridova, T.A., 2019, "Influence of TiNi powder alloy extrusion on its structure and properties", *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, no. 3, pp. 34-42.

Получено: 21.05.2025

Принято в печать: 27.08.2025