

Научная статья

УДК 539.4, 620.173, 621.762

doi: 10.17223/19988621/99/8

Структура и механические свойства пористых сплавов TiNi, полученных методом СВС

Александр Сергеевич Гарин¹, Александр Анатольевич Козулин²,
Гульшарат Аманболдыновна Байгонакова³,
Екатерина Сергеевна Марченко⁴

^{1, 2, 3, 4} Томский государственный университет, Томск, Россия

⁴ Институт проблем химико-энергетических технологий
Сибирского отделения Российской академии наук, Бийск, Россия

¹ stik-020@mail.ru

² kozulyln@ff.tsu.ru

³ gat27@mail.ru

⁴ 89138641814@mail.ru

Аннотация. Пористые сплавы TiNi, полученные методом СВС при температуре начала реакции 395–515°C, исследованы методом ОКТ. Пористость снижается с 63 до 58–59%, минимальный размер пор 5,9 мкм и минимальная толщина стенок 28.4 мкм при 495°C. При уменьшении пористости и размера пор модуль упругости достигает 2 400 МПа, σ_b – 128 МПа, $\epsilon_b \sim 14\%$. Зависимость σ_b от пористости описывается моделью Гибсона–Эшби с $n = 3.2$ ($R^2 = 0.98$).

Ключевые слова: никелид титана, пористые сплавы, СВС, пористость, размер пор, механические свойства; модель Гибсона–Эшби, оптическая когерентная томография (ОКТ), фазовый состав

Для цитирования: Гарин А.С., Козулин А.А., Байгонакова Г.А., Марченко Е.С. Структура и механические свойства пористых сплавов TiNi, полученных методом СВС // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2026. № 99. С. 109–124. doi: 10.17223/19988621/99/8

Original article

Structure and mechanical properties of the porous TiNi alloys obtained by SHS method

Aleksandr S. Garin¹, Alexander A. Kozulin²,
Gul'sharat A. Baygonakova³, Ekaterina S. Marchenko⁴

^{1, 2, 3, 4} Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

⁴ Institute of Problems of Chemical and Energy Technologies of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Biysk, Russia, Russian Federation

¹ stik-020@mail.ru

² kozulyln@ff.tsu.ru

³ gat27@mail.ru

⁴ 89138641814@mail.ru

Abstract. In this paper, the porous TiNi alloys produced by self-propagating high-temperature synthesis at reaction onset temperatures ranging from 395°C to 515°C were studied. Porosity, average pore size, and wall thickness were determined using optical coherence tomography. The porosity decreased from 63% to 58–59%; the pore size reached a minimum of 5.9 μm at 495°C and increased to 27.1 μm at 515°C. Wall thickness varied from 78.1 μm at 395°C to a minimum value of 28.4 μm at 495°C. The compressive mechanical response of the alloys was governed by the structural parameters of the porous framework. With decreasing porosity and average pore size, the elastic modulus increased from 1200–1300 MPa to 2400 MPa, the ultimate strength from ~65 MPa to 128 MPa, and the strain to failure from ~7% to ~14%. The most favorable combination of high strength and ductility was achieved at a temperature of 435°C. The dependence of the ultimate strength σ_B on porosity was approximated by the Gibson–Ashby model with $n = 3.2$ ($R^2 = 0.98$).

Keywords: titanium nickelide, porous alloys, SHS method, porosity, pore size, mechanical properties, Gibson-Ashby model, optical coherence tomography (OCT), phase composition

For citation: Garin, A.S., Kozulin, A.A., Baygonakova, G.A., Marchenko, E.S. (2026) Structure and mechanical properties of the porous TiNi alloys obtained by SHS method. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 99. pp. 109–124. doi: 10.17223/19988621/99/8

Введение

Пористые сплавы никелида титана (TiNi) представляют собой класс медицинских материалов, обладающих уникальными физико-химическими и биомеханическими характеристиками. Высокая биосовместимость и способность к обратимым мартенситным превращениям обусловили широкое применение таких сплавов в медицине, в частности в качестве костнозамещающих имплантатов [1, 2]. Пористая структура TiNi, с одной стороны, снижает эффективный модуль упругости до значений, сопоставимых с показателями костной ткани, что позволяет минимизировать эффект «экранирования напряжений» [3], а с другой – обеспечивает высокую проницаемость и развитую поверхность, благоприятную для остеоинтеграции и врастания костной ткани [2]. В совокупности эти факторы способствуют повышению стабильности и долговечности фиксации имплантатов из пористого TiNi.

Одним из основных методов синтеза пористого никелида титана является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [4, 5]. В основе процесса лежит реакционное горение смеси порошков Ti и Ni с последующим формированием фазы TiNi и спеканием материала. Метод СВС позволяет получать сплавы с широким диапазоном пористости, однородным химическим составом и развитой пористой структурой при высокой чистоте продукта [4–6]. Существенное преимущество СВС – возможность получения заготовок сравнительно крупных размеров и сложной формы непосредственно в ходе синтеза, что исключает необходимость дополнительного формообразования и сокращает производственный цикл.

Особое внимание в исследованиях пористого TiNi уделяется изучению механических свойств и их корреляции со структурными параметрами – уровнем

пористости, размером пор и толщиной межпоровых перемычек. Известно, что увеличение пористости приводит к снижению прочностных характеристик и модуля упругости. Так, при увеличении среднего размера пор от 280 до 570 мкм (с сопутствующим ростом доли пор) предел прочности при сжатии снижается с 108 до 56 МПа, а модуль Юнга – с 2.0 до 0.8 ГПа [7]. При меньшей пористости и более мелких порах прочностные характеристики значительно выше [8]. Пористые сплавы TiNi также демонстрируют заметную пластичность вплоть до 15–20% без разрушения за счет смятия поровой структуры [8]. Таким образом, регулирование пористости и морфологии пор позволяет целенаправленно изменять механические свойства материала, добиваясь согласования модуля упругости с диапазоном 0.3–1 ГПа [9, 10], характерным для губчатого костного вещества.

Несмотря на значительный прогресс в области синтеза и изучения пористых сплавов TiNi, остаются открытыми вопросы оптимизации их структуры под конкретные клинические применения. В частности, для метода СВС особую актуальность представляет исследование влияния параметров синтеза на формирование пористости, распределение размеров пор и связанные с ними механические характеристики. Показано, что режим и температура синтеза определяют морфологию пор и дефектность структуры, что в конечном счете влияет на прочностные характеристики материала. Однако в литературе отсутствуют систематические данные, описывающие влияние температуры инициирования СВС на комплекс структурных и механических свойств получаемого сплава. В этой связи цель настоящего исследования заключается в установлении взаимосвязи между температурой начала реакции СВС и формируемыми структурно-механическими характеристиками пористого сплава TiNi, что позволит оптимизировать технологические параметры синтеза для получения имплантационных материалов с предсказуемыми свойствами.

Материалы и методы

Пористые сплавы никелида титана получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) при температурах начала реакции 395, 415, 435, 455, 475, 495 и 515°C. Порошковая шихта формировалась из титана марок ПТМ-1 и ПТОМ-2 (1:1 по массе) и никеля ПНК-ОТ4. Химический состав, размеры частиц и насыпная плотность исходных порошков показаны в табл. 1. Предварительно порошки просушивались в вакуумной печи при 70°C (8 ч, 0.1 МПа) с последующим смешиванием в течении 8 ч. Смесь загружали в кварцевую трубку длиной 400 мм и диаметром 27 мм и нагревали в трубчатой печи до заданной температуры. Запуск реакции осуществляли коротким замыканием на открытом торце трубки. Из цилиндрических заготовок вырезали образцы электроэрозионной резкой на установке ARTA-123ПРО.

Подготовка шлифов выполнялась стандартной абразивной обработкой на установке LAP-1000 с водным охлаждением. Контроль поверхности шлифа осуществлялся на оптическом микроскопе Carl Zeiss AXIOVERT 40 MAT. Микроструктура исследовалась на растровом электронном микроскопе Axia ChemiSEM с ускоряющим напряжением 20–30 кВ.

Количественный анализ пористого каркаса проводили методом оптической когерентной томографии (ОКТ) на установке Thorlabs GANYMEDE-II. Область обзора составляла $3 \times 3 \times 3$ мм. Для каждого образца регистрировалась серия С-сканов

с обеих сторон, в сумме получалось ~ 500 ОКТ-изображений по всему температурному ряду.

Таблица 1

Химический и гранулометрический состав порошков Ti и Ni

Марка порошка	Химический состав (вес. %)	Средний размер частиц, мкм	Насыпная плотность, г/см ³
ПТМ-1 (Ti)	Ti – осн, N – 0.08%, C – 0.05%, H – 0.35%, Fe/Ni – 0.40%, Si – 0.10%, Cl – 0.004%	45	1.02
ПТОМ-2 (Ti)	Ti – осн, N – 0.20%, C – 0.05%, H – 0.40%, Fe/Ni – 0.40%, Si – 1.00%, Cl – 0.004%	45	1.36
ПНК-ОТ4 (Ni)	Ni – осн., Ni – 99.9%, C – 0.15%, Fe – 0.0015%, Co/Zn/Cu – 0.001%, Cd/Sn/Sb – 0.0003%, Mn – 0.0005%, Pb – 0.0002%	12	1.66

Механические испытания на одноосное сжатие проводились по стандарту ISO 13314:2011 на универсальном электромеханическом стенде TiniusOlsen ST50. Образцы призматической формы 8×8×15 мм³ устанавливали между плоскими пуансонами, скорость перемещения траверсы составляла 1.0 мм/мин.

Результаты и обсуждение

При различных температурах начала реакции СВС реализуется постоянный полойный режим горения, что обуславливает последовательное продвижение фронта реакции через объем образца. Макрофотографии продольных сечений показывают, что во всем диапазоне температур образцы имеют выраженную пористость, сохраняют однородную сеть взаимосвязанных поровых каналов с равномерным распределением длине образца (рис. 1).

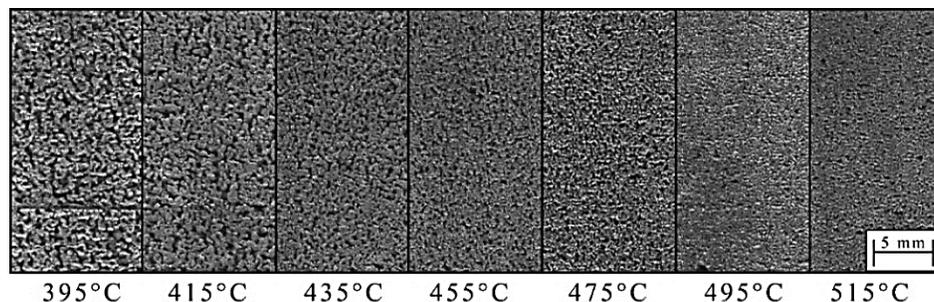


Рис. 1. Изображение продольного сечения пористого сплава TiNi, полученного методом СВС при разных начальных температурах синтеза
Fig. 1. Longitudinal section of the porous TiNi alloy obtained by SHS method at different initial synthesis temperatures

При увеличении температуры синтеза от 395 до 515°C общая морфология сохраняется, однако структура становится более плотной, размер пор уменьшается, что связано с оптимальным распределением тепла и интенсивным теплопереносом в зоне реакции. Структура образцов не демонстрирует признаков слоистой интенсив-

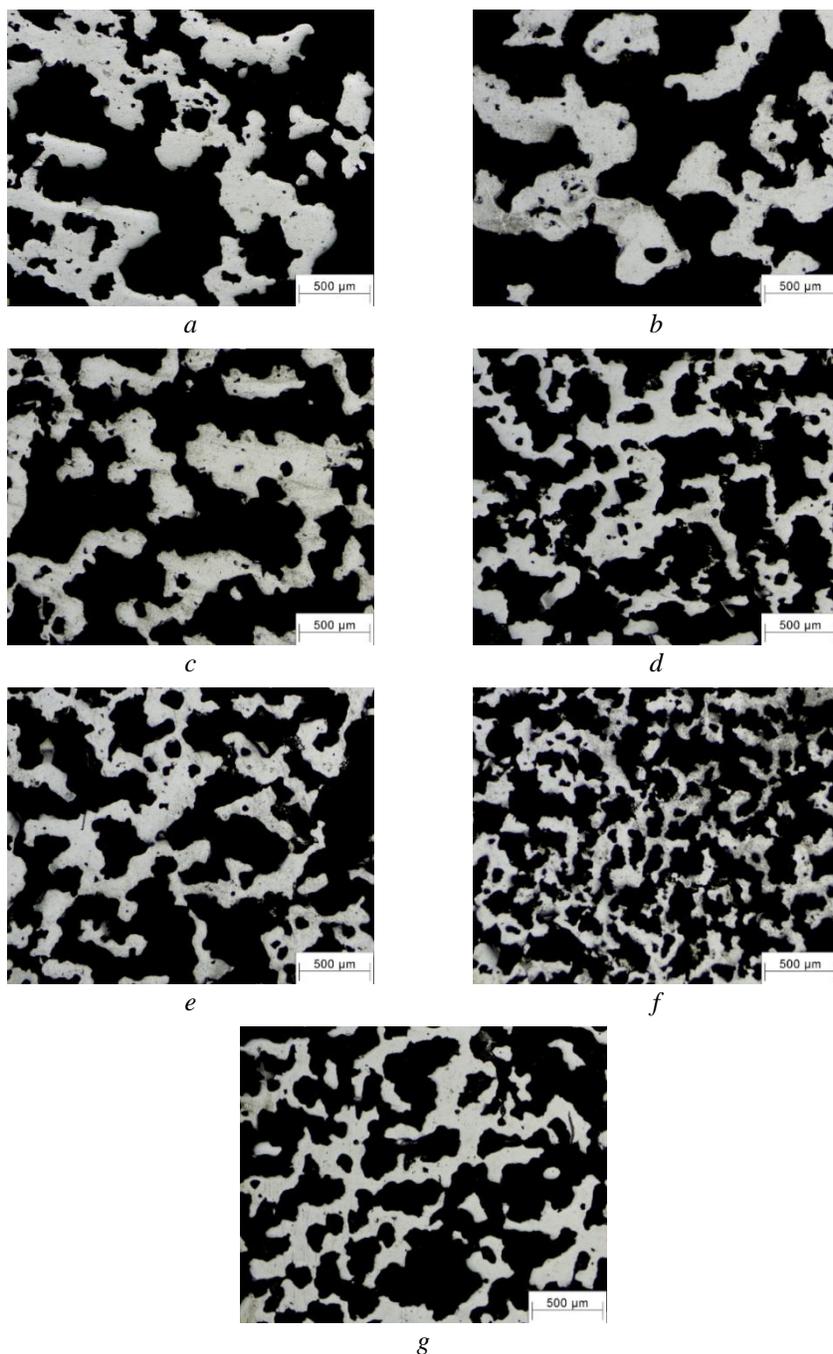


Рис. 2. Микроструктура пористых сплавов, полученных методом СВС:
a – 395°C; *b* – 415°C; *c* – 435°C; *d* – 455°C; *e* – 475°C; *f* – 495°C; *g* – 515°C
Fig. 2. Microstructure of the porous alloys obtained by SHS method:
(*a*) 395, (*b*) 415, (*c*) 435, (*d*) 455, (*e*) 475, (*f*) 495, and (*g*) 515°C

ный тепломассоперенос способствуют равномерному распределению мелких пор, неоднородности, возникающей при чередовании зон локального прогрева и остывания. Капиллярные каналы имеют одинаковый вид по всей длине образцов, что указывает на стабилизированный фронт реакции. Зоны реакции и распределение тепла зависят от температуры: при низких температурах реакционная зона более протяженная, что связано с меньшей скоростью теплопередачи; при высоких температурах зона сужается, обеспечивая равномерное протекание процесса и более плотную конечную структуру.

Оптические изображения микроструктуры пористых сплавов никелида титана, синтезированных при температурах 395–515°C (рис. 2), а также количественные характеристики пористой структуры, полученные методом оптической когерентной томографии (рис. 3, табл. 2), позволили оценить влияние температуры синтеза на пористость, средний размер пор и толщину стенок – ключевые параметры, определяющие архитектуру материала и влияющие на его механические свойства.

При 395°C отмечаются высокая пористость ~ 63%, крупные поры (средний размер 43.2 мкм) и толстые стенки (78.1 мкм) с неустойчивым распределением по размеру, что указывает на низкую интенсивность тепломассопереноса и широкий фронт реакции. Увеличение температуры до 415°C ведет к снижению пористости до 61%, уменьшению среднего размера пор до 41.5 мкм и толщины стенок до 73.1 мкм, а структура становится более упорядоченной благодаря частичному уплотнению матрицы. При 435°C пористость сохраняется на уровне 61%, но поры увеличиваются до 58.1 мкм, а стенки – до 80.3 мкм. Такое распределение сопровождается повышенной неоднородностью и локальными концентрациями напряжений. Температурный диапазон 455–475°C характеризуется снижением среднего размера пор с 36 до 25.4 мкм и уменьшением толщины стенок с 69.2 до 56.1 мкм при стабильной пористости около 60%. Это приводит к формированию более плотной, однородной структуры с суженным распределением размеров пор и стенок, что способствует повышению плотности матрицы. Максимально мелкопористая и плотная структура сформирована при 495°C, где средний размер пор достигает минимального значения 5.9 мкм, толщины стенок сокращаются до 28.4 мкм, а пористость составляет порядка 59%. Высокая скорость фронта горения и что снижает концентрацию напряжений и улучшает механические характеристики. При повышении температуры до 515°C наблюдаются обратный рост среднего размера пор (27.1 мкм) и утолщение стенок до 58.7 мкм, вероятно связанные с локальным перегревом и коалесценцией мелких пор. Несмотря на это, распределение пор остается достаточно равномерным, сохраняя сбалансированную микроструктуру.

Наблюдаемые закономерности согласуются с термодинамикой процесса СВС. По мере роста температуры начала СВС сужается реакционная зона и усиливается тепломассоперенос, что стабилизирует фронт горения и ведет к уплотнению пористого каркаса и снижению размера пор. Дальнейшее повышение температуры вызывает локальный перегрев и коалесценцию пор, что приводит к обратному укрупнению (515°C).

На рис. 4 и в табл. 3 представлены кривые сжатия напряжение–деформация (σ – ϵ) образцов, полученных при температурах 395–515°C. Анализ результатов в сочетании со структурными особенностями демонстрируют закономерные изменения механического поведения в зависимости от пористости, среднего размера пор и толщины стенок.

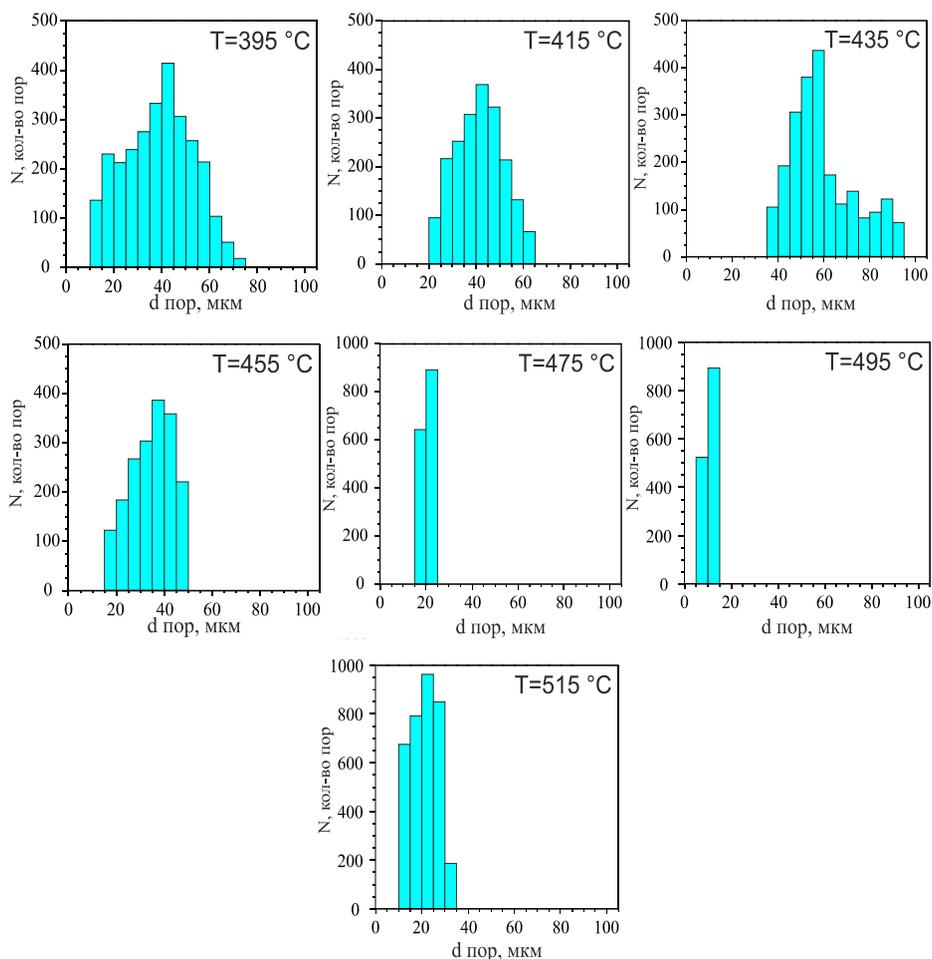


Рис. 3. Гистограмма распределения пор по размерам в пористых сплавах СВС–TiNi
Fig. 3. Histogram of the pore size distribution in porous TiNi SHS alloys

Таблица 2

**Зависимость пористости, среднего размера пор и толщины стенок
от температуры начала синтеза**

Температура начала синтеза, °С	Пористость, %	Средний размер пор, мкм	Средний размер толщины стенок, мкм
395	~ 63	43.2	78.1
415	~ 61	41.5	73.1
435	~ 61	58.1	80.3
455	~ 60	36	69.2
475	~ 60	25.4	56.1
495	~ 59	5.9	28.4
515	~ 58	27.1	58.7

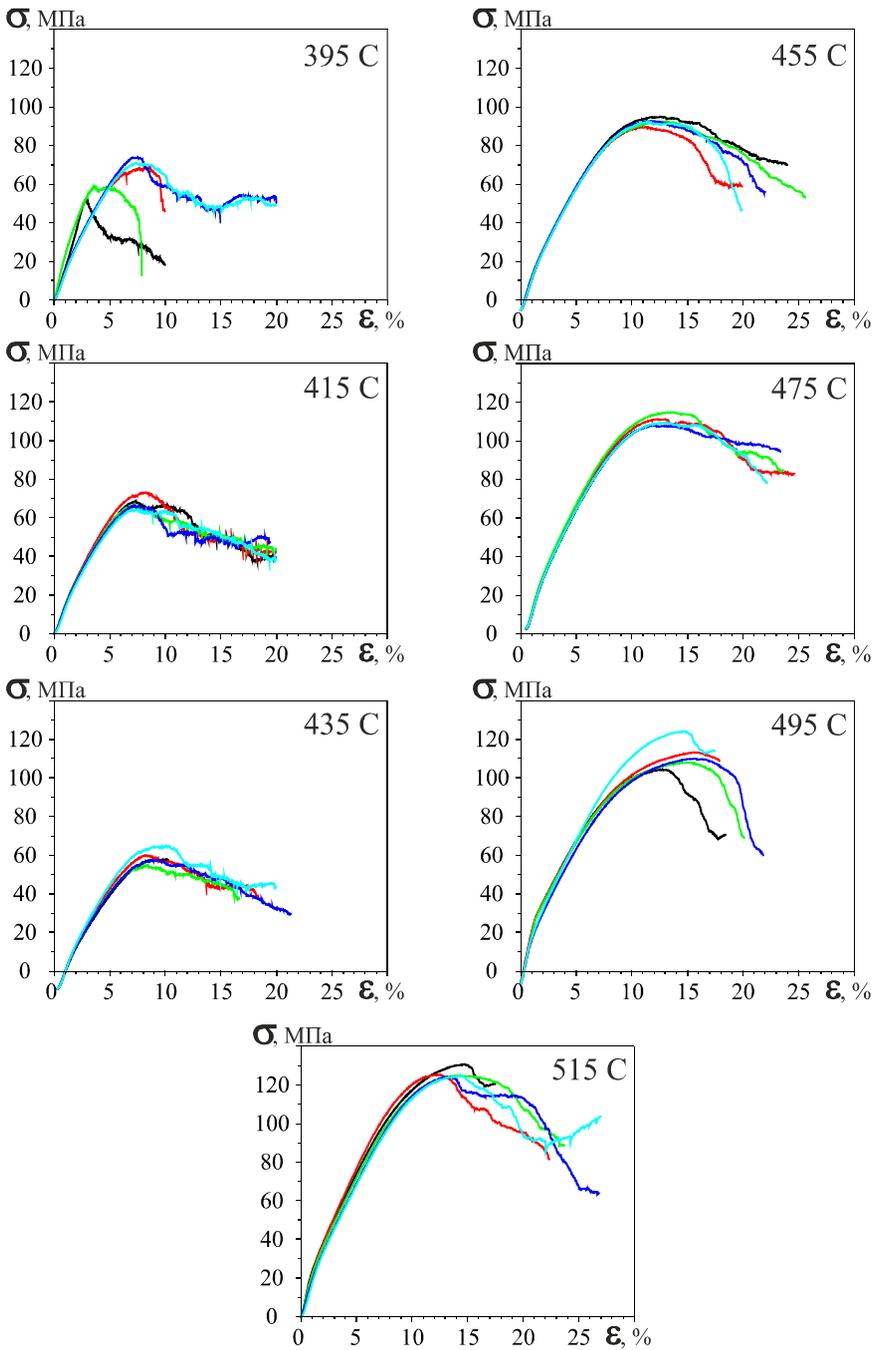


Рис. 4. Кривые сжатия напряжение-деформация (σ - ϵ) образцов TiNi, полученных при температурах 395–515°C

Fig. 4. Stress-strain (σ - ϵ) compression curves of the TiNi samples obtained in a temperature range of 395–515°C

Результаты механических испытаний пористых образцов TiNi

T СВС, °С	E , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ_B , %
395	$1\,300 \pm 124$	41.5 ± 5.8	65 ± 9.2	6.80 ± 1.45
415	$1\,308 \pm 13$	38.7 ± 2.3	68 ± 3.4	7.68 ± 0.47
435	$1\,204 \pm 45$	36.9 ± 2.9	68.6 ± 3.8	9.06 ± 0.85
455	$1\,622 \pm 32$	35.2 ± 0.3	98.1 ± 2.0	12.02 ± 0.77
475	$1\,870 \pm 65$	35.2 ± 2.0	108.8 ± 3.1	12.25 ± 0.79
495	$2\,428 \pm 200$	35.3 ± 5.0	114 ± 4.5	14.58 ± 1.36
515	$2\,334 \pm 356$	31.7 ± 4.0	128 ± 3.1	14.02 ± 0.62

Примечание. E – модуль упругости, $\sigma_{0.2}$ – предел текучести, σ_B – предел прочности на сжатие, ϵ_B – относительное удлинение при разрушении.

Кривые σ – ϵ демонстрируют характерные особенности пористых материалов, где наличие пор вызывает сглаживание мартенситного плато из-за локальных концентраций напряжений. Образцы, синтезированные при 395°С, обладают максимальной пористостью (~ 63%) с крупными порами (~ 43.2 мкм) и толстыми стенками (78.1 мкм), что отражается в вариативности механических параметров: модуль упругости составляет $1\,300 \pm 124$ МПа, предел текучести – 41.5 ± 5.8 МПа, предел прочности – 65 ± 9.2 МПа, относительное удлинение – $6.8 \pm 1.45\%$. Плато после максимального напряжения указывает на коллапс пор и локальные разрушения, проявляющие хрупкое поведение материала. При увеличении температуры до 415°С наблюдается уменьшение среднего размера пор при сохранении их нерегулярной формы, что приводит к значению модуля упругости $1\,308 \pm 13$ МПа, пределу текучести 38.7 ± 2.3 МПа, прочности 68 ± 3.4 МПа и удлинению $7.68 \pm 0.47\%$. Пластичность повышается за счет снижения концентраций напряжений, однако размер все еще ограничивает прочность, что проявляется постепенным снижением напряжения после пика.

При 435°С снижается модуль упругости до $1\,204 \pm 45$ МПа, предел текучести достигает 36.9 ± 2.9 МПа, предел прочности – 68.6 ± 3.8 МПа, а относительное удлинение увеличивается до $9.06 \pm 0.85\%$. Толстые стенки сплава обеспечивают большую деформационную способность, уменьшая хрупкость, несмотря на рост размеров пор. При температурах 455–475°С происходит уплотнение структуры с уменьшением среднего размера пор до 36–25.4 мкм, что снижает концентрации напряжений и приводит к значительному росту прочности (98–109 МПа) и пластичности (~ 12%). Кривые σ – ϵ приобретают форму, характерную для более пластичного материала, с выраженным упругим участком и удлиненным плато, обеспечивающим равномерное распределение нагрузки.

Максимальные механические показатели достигаются при 495°С, когда средний размер пор минимален (5.9 мкм), пористость снижается до 58%, модуль упругости достигает $2\,428$ МПа, предел прочности – 114 МПа, пластичность – 14.6% . Здесь наблюдаются длительный упругий участок и плавный переход к пластичной деформации, обусловленные снижением концентраций напряжений благодаря мелкопористой структуре и доминированию матрицы. Чрезмерно тонкие стенки (28.4 мкм) могут ограничивать долговечность при циклических нагрузках. При дальнейшем повышении температуры до 515°С модуль упругости несколько снижается ($2\,334$ МПа), но предел прочности увеличивается до 128 МПа, сохраняя пластичность на уровне 14%.

Механические свойства пористых сплавов TiNi тесно связаны с их структурными характеристиками, формируемыми в процессе синтеза. С уменьшением пористости и средних размеров пор наблюдается рост модуля упругости, предела прочности и пластичности. Оптимальные свойства достигаются при температуре синтеза 435°C, что подтверждает ключевую роль морфологии пористой структуры в формировании механического отклика материала.

Для количественной оценки выполнена линейная аппроксимация зависимостей от температуры начала СВС по методу наименьших квадратов (рис. 5).

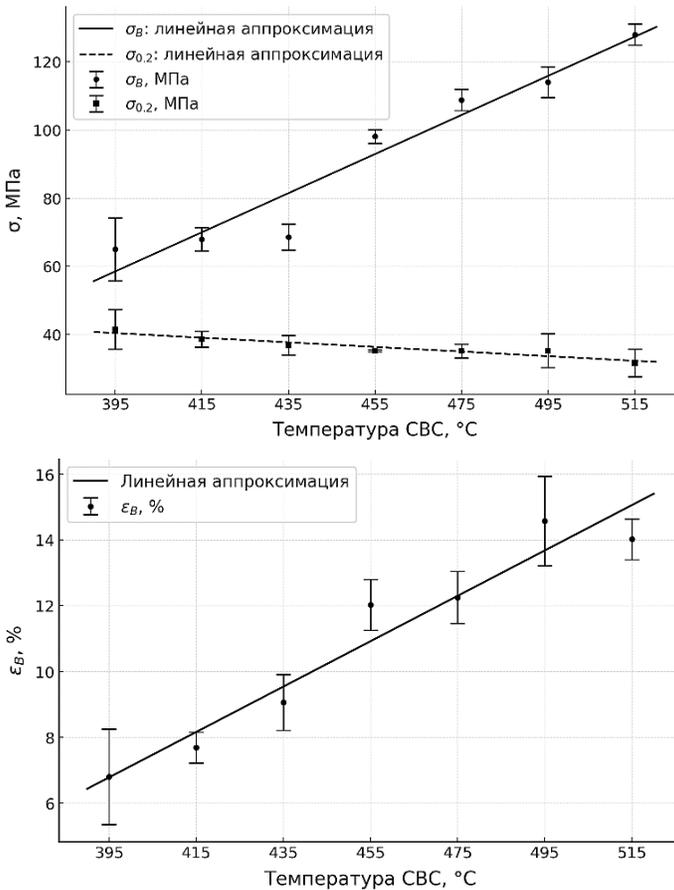


Рис. 5. Зависимость механических характеристик от температуры начала синтеза СВС
Fig. 5. Mechanical characteristics as a function of temperature of the SHS synthesis initiation

Предел прочности σ_B растет по закону

$$\sigma_B(T) = 0.5736T - 168.05 \text{ МПа}, R^2 = 0,934,$$

т.е. при увеличении T на 20°C σ_B возрастает примерно на 11.5 МПа. Предел текучести убывает линейно:

$$\sigma_{0.2}(T) = -0.06768T + 67.15 \text{ МПа}, R^2 = 0,889,$$

что соответствует снижению ~ 1.35 МПа на каждые 20°C.

Относительная деформация при максимальной нагрузке возрастает:

$$\varepsilon_B(T) = 0.06902T - 20.49 \%, R^2 = 0,937$$

т.е. прирост $\sim 1.38\%$ на каждые 20°C . Высокие значения R^2 подтверждают достоверность линейной модели для рассматриваемого диапазона температур.

В качестве основы для описания зависимости прочностных характеристик пористых сплавов никелида титана от их пористости традиционно используется модель Гибсона–Эшби для ячеистых структур [11]. Далее приводятся краткие теоретические выкладки, подтвержденные экспериментальными аппроксимациями пористых образцов с использованием пакетного программного комплекса OriginPro.

Пусть P обозначает объемную долю пористости материала:

$$P = \frac{V_{\text{пор}}}{V_{\text{общий}}}, 0 \leq P < 1,$$

где $V_{\text{пор}}$ – объем пустот (пор), $V_{\text{общий}}$ – общий объем образца. Введем эффективную плотность пористого образца ρ^* через плотность сплошного (непористого) материала ρ_s как

$$\rho^* = \rho_s (1 - P). \quad (1)$$

Согласно модели Гибсона–Эшби, относительная прочность σ^*/σ_s пористого образца масштабируется как некоторая степень относительной плотности:

$$\frac{\sigma^*}{\sigma_s} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^n = C (1 - P)^n, \quad (2)$$

где σ^* – предел прочности при сжатии пористого образца; σ_s – предел прочности сплошного образца; C – безразмерный коэффициент, учитывающий геометрию ячеек; n – показатель степени, отражающий характер нагружения стенок: при преобладании изгибного режима $n \approx 1.5$, при преимущественно растягивающе-сжимающем режиме $n \approx 2$.

Таким образом, универсальная формула для прочности пористого сплава имеет вид:

$$\sigma^*(P) = \sigma_s \cdot C (1 - P)^n. \quad (3)$$

Для каждого образца измерялась объемная плотность ρ^* , позволяющая вычислить пористость $P = 1 - \rho^*/\rho_s$ и предел прочности при сжатии σ_B .

Полагая, что в рассматриваемом диапазоне температур структура образцов ближе к закрытой ячеистой (доминируют тонкие пластинчатые стенки, нагруженные преимущественно на сжатие), положим исходно $C = 1$. Тогда формула (3) упрощается до вида:

$$\sigma_B(P) = \sigma_s (1 - P)^n. \quad (4)$$

Для параметра σ_s принято значение 1 900 МПа, поскольку оно соответствует характерному уровню предельной прочности при одноосном сжатии для монолитного, близкого к эквиа tomному TiNi, описанного в литературе. В ряде работ для монолитного TiNi фиксируется предел прочности на сжатие порядка 1.9–2.2 ГПа, что делает 1.9 ГПа консервативной реперной величиной для нормирования зависимости Гибсона–Эшби [12].

Экспериментальная зависимость прочности от пористости для сплава TiNi (рис. 6, табл. 4) оказывается более резкой, чем предсказывается классическим

показателем $n \approx 2$. Величина $n = 3.2 \pm 0.2$ указывает на существенное влияние локальных концентраций напряжений в стенках ячеистого каркаса, а высокий разброс ± 0.2 обусловлен разбросом структурных параметров (толщина стенок, неоднородность пор) и экспериментальными погрешностями измерения плотности и прочности.

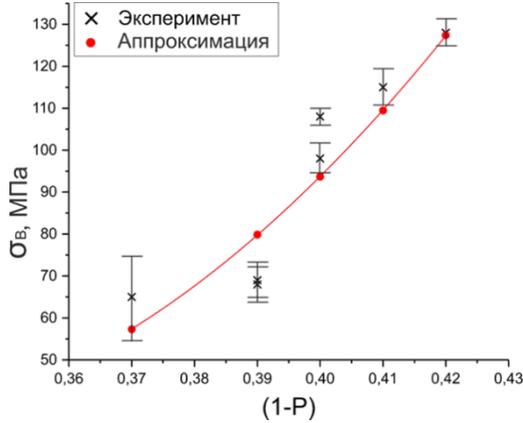


Рис. 6. Зависимости предела прочности σ_B от пористости сплавов TiNi (экспериментальные данные и аппроксимация моделью Гибсона–Эшби)

Fig. 6. Ultimate strength σ_B as a function of the porosity of TiNi alloys (experimental data and approximation by the Gibson–Ashby model)

Таблица 4

Зависимость геометрии порового каркаса и механических характеристик от температуры начала СВС

$T_{СВС}, ^\circ\text{C}$	$P, \%$	Ср. размер пор, мкм	Толщина стенок, мкм	$\sigma_B, \text{МПа}$	$E, \text{МПа}$	ϵ при $F_m, \%$
395	63	43.2	78.1	65.1 ± 9.2	$1\ 300 \pm 124$	6.80 ± 1.45
415	61	41.5	73.1	68.0 ± 3.4	$1\ 308 \pm 13$	7.68 ± 0.47
435	61	58.1	80.3	68.6 ± 3.8	$1\ 204 \pm 45$	9.06 ± 0.85
455	60	36.0	69.2	98.1 ± 2.0	$1\ 622 \pm 32$	12.02 ± 0.77
475	60	25.4	56.1	108.8 ± 3.1	$1\ 870 \pm 65$	12.25 ± 0.79
495	58	5.9	28.4	114.4 ± 4.4	$2\ 428 \pm 200$	14.58 ± 1.36
515	59	27.1	58.7	127.6 ± 3.1	$2\ 334 \pm 356$	14.02 ± 0.62

Таким образом, итоговая эмпирическая аппроксимация, примененная к образцам, имеет вид:

$$\sigma_B(P) = 1900(1 - P)^{3.2}, \tag{5}$$

где $\sigma_B = 1\ 900 \pm 300$ МПа, $n = 3.2 \pm 0.2$.

Классическая теория Гибсона–Эшби предполагает $n \in [1.5; 2]$ в зависимости от геометрии ячеек. Однако аппроксимация экспериментальных данных точнее при $n = 3.2$, что свидетельствует о более сложной топологии пористой структуры пористого сплава TiNi из-за высокой полидисперсности пор и неидеальной формы ячеек, существенной неоднородности толщины стенок и наличия микротрещин

и вклада локальных концентраций напряжений в пластинах, что ведет к убыли прочности с ростом пористости по нелинейному закону.

Таким образом, на основании модели Гибсона–Эшби и экспериментальной регрессии установлено, что прочность пористого сплава TiNi, полученного методом СВС, приближенно описывается формулой

$$\sigma_B(P) = (1900 \pm 300)(1 - P)^{3.2 \pm 0.2}, \quad 0.2 \leq P \leq 0.6 \quad (6)$$

Константа C в данной аппроксимации принята равной единице.

Для увязки прочности с технологическим параметром введем линейную регрессию пористости по температуре начала СВС:

$$P(T) = AT + B, \quad (7)$$

где P – объемная доля пористости, T – температура начала СВС в °С. По средним значениям пористости из табл. 4 методом наименьших квадратов получены

$$A = -5.00 \times 10^{-4} \text{°C}^{-1}, \quad B = 0.8275, \quad (8)$$

Подставляя $P(T)$ в степенной закон Гибсона–Эшби для предела прочности при сжатии и принимая $\sigma_c = 1900$ МПа и $n = 3.2$, получаем итоговое выражение

$$\sigma_B(T) = 1900[1 - (AT + B)]^{3.2} = 1900(0.1725 + 5.00 \times 10^{-4}T)^{3.2} \quad (9)$$

где T в °С, σ_B в МПа. Для ориентировочных оценок модель дает $\sigma_B(395^\circ\text{C}) \approx 87$ МПа, $\sigma_B(455^\circ\text{C}) \approx 111$ МПа, $\sigma_B(495^\circ\text{C}) \approx 129$ МПа, $\sigma_B(515^\circ\text{C}) \approx 139$ МПа, что воспроизводит монотонный рост прочности с повышением T на фоне снижения P (рис. 7).

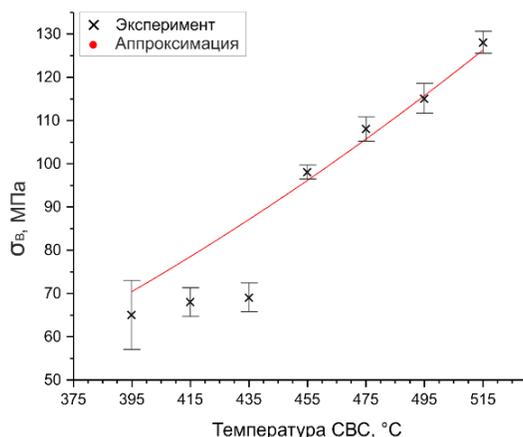


Рис. 7. Зависимости предела прочности σ_B от температуры (экспериментальные данные и аппроксимация моделью Гибсона–Эшби)

Fig. 7. Ultimate strength σ_B as a function of temperature (experimental data and approximation by the Gibson-Ashby model)

Введенная параметризация $P(T)$ объединяет влияние температуры начала СВС на пористую структуру в единственный скалярный аргумент модели. При фиксированных σ_c и n кривая аппроксимации захватывает общий тренд роста σ_B с T , однако часть разброса остается неопи­санной, что ожидаемо ввиду дополнительной роли среднего размера пор и толщины перемычек, не входящих непосредственно в $P(T)$. Тем не менее для целевого показателя σ_B предложенная форма $\sigma_B(T)$ удобна как простая инженерная оценка, согласованная с табличными значениями.

Заключение

Установлено, что температура иницирования СВС определяет структуру пористого каркаса TiNi и, как следствие, его механический отклик. С повышением температуры СВ-синтеза пористость снижается примерно с 63 до 58%, распределения пор и перемычек выравниваются, а размеры пор уменьшаются до минимума при 495°C и частично укрупняются при 515°C из-за коалесценции. При температуре начала синтеза 435°C формируется однородная пористая структура, обеспечивающая сочетание высокой прочности и пластичности с модулем упругости порядка 1.2 ГПа, пределом прочности около 70 МПа и деформацией до разрушения 9%, что соответствует требованиям к имплантационным материалам по биомеханической совместимости с губчатой костью. Улучшение механических свойств связано с сужением реакционной зоны и усилением тепломассопереноса при росте температуры, что снижает роль локальных концентраторов напряжений и стабилизирует коллапс пор, тогда как при дальнейшем перегреве проявляются укрупнение пор и частичная потеря однородности. Практически целевым является окно 495–515°C, позволяющее масштабируемо получать каркасы с предсказуемыми характеристиками. Зависимость прочности от пористости хорошо аппроксимируется моделью Гибсона–Эшби с константами $C = 1$, $n = 3.2$ ($R^2 = 0.98$), где повышенный показатель степени n указывает на влияние полидисперсности пор, неоднородности стенок и концентраций напряжений, превышающее классические значения для ячеистых материалов.

Список источников

1. Zhang Y., Attarilar S., Wang L., Lu W., Yang J., Fu Y. A Review on Design and Mechanical Properties of Additively Manufactured NiTi Implants for Orthopedic Applications // International Journal of Bioprinting. 2021. V. 7 (2). Art. 340. doi: 10.18063/ijb.v7i2.340
2. Safavi S., Yu Y., Robinson D.L., Gray H.A., Ackland D.C., Lee P.V.S. Additively manufactured controlled porous orthopedic joint replacement designs to reduce bone stress shielding: a systematic review // Journal of Orthopaedic Surgery and Research. 2023. V. 18. Art. 42. doi: 10.1186/s13018-022-03492-9
3. Aihara H., Zider J., Fanton G., Duerig T. Combustion synthesis porous nitinol for biomedical applications // International Journal of Biomaterials. 2019. V. 2019 (1). Art. 4307461. doi: 10.1155/2019/4307461
4. Saadati A., Aghajani H. Fabrication of porous NiTi biomedical alloy by SHS method // Journal of Materials Science: Materials in Medicine. 2016. V. 30 (8). P. 92. doi: 10.1007/s10856-019-6296-9
5. He Z., Wang Z., Wang D., Liu X. Microstructure and Mechanical Properties of Porous NiTi Alloy Prepared by Integration of Gel-Casting and Microwave Sintering // Materials. 2022. V. 15 (22). Art. 7331. doi: 10.3390/ma15207331
6. Maashaa D., Purevdagva E., Rubanik V.V., Rubanik V.V. Jr. The Influence of Ultrasonic Activation on Microstructure, Phase Transformation and Mechanical Properties of Porous Ni-Ti Shape Memory Alloys via Self-Propagating High-Temperature Synthesis // Materials. 2023. V. 16 (18). Art. 6134. doi: 10.3390/ma16186134
7. Jian Y.T., Yang Y., Tian T., Stanford C., Zhang X.P., Zhao K. Effect of pore size and porosity on the biomechanical properties and cytocompatibility of porous NiTi alloys // PLoS One. 2015. V. 10 (6). Art. e0128138. doi: 10.1371/journal.pone.0128138

8. Gong X.W., Zhang Y., Shi Q., Zhang L.X. Analysis of porous NiTi shape memory alloy fabricated by MIM and SHS // *Optoelectronics and Advanced Materials Rapid Communications*. 2016. V. 10 (1-2). P. 68–73.
9. Morgan E.F., Unnikrisnan G.U., Hussein A.I. Bone mechanical properties in healthy and diseased states // *Annual Review of Biomedical Engineering*. 2018. V. 20 (1). P. 119–143. doi: 10.1146/annurev-bioeng-062117-121139
10. Bansiddhi A., Sargeant T.D., Stupp S.I., Dunand D.C. Porous NiTi for bone implants: a review // *Acta Biomaterialia*. 2008. V. 4 (4). P. 773–782. doi: 10.1016/j.actbio.2008.02.009
11. Ashby M.F., Gibson L.J. Cellular solids: structure and properties. Press Syndicate of the University of Cambridge, 1997. xviii, 510 p.
12. Huang Y., Xin D., Chen X. Microstructure and properties of NiTi shape memory alloy fabricated by double-wire plasma arc additive manufacturing with a nearly equal atomic ratio // *Materials Letters*. 2024. V. 354. Art. 135406. doi: j.matlet.2023.135406

References

1. Zhang Y., Attarilar S., Wang L., Lu W., Yang J., Fu Y. (2021) A review on design and mechanical properties of additively manufactured NiTi implants for orthopedic applications. *International Journal of Bioprinting*. 7(2). P. 340. doi: 10.18063/ijb.v7i2.340
2. Safavi S., Yu Y., Robinson D.L., Gray H.A., Ackland D.C., Lee P.V.S. (2023) Additively manufactured controlled porous orthopedic joint replacement designs to reduce bone stress shielding: a systematic review. *Journal of Orthopaedic Surgery and Research*. 18(42). doi: 10.1186/s13018-022-03492-9
3. Aihara H., Zider J., Fanton G., Duerig T. (2019) Combustion synthesis porous nitinol for biomedical applications. *International Journal of Biomaterials*. 2019(1). Article 4307461. doi: 10.1155/2019/4307461
4. Saadati A., Aghajani H. (2016) Fabrication of porous NiTi biomedical alloy by SHS method. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*. 30(8). P. 92. doi: 10.1007/s10856-019-6296-9
5. He Z., Wang Z., Wang D., Liu X. (2022) Microstructure and mechanical properties of porous NiTi alloy prepared by integration of gel-casting and microwave sintering. *Materials*. 15(22). Article 7331. doi: 10.3390/ma15207331
6. Maashaa D., Purevdagva E., Rubanik V.V., Rubanik V.V. Jr. (2023) The influence of ultrasonic activation on microstructure, phase transformation and mechanical properties of porous Ni-Ti shape memory alloys via self-propagating high-temperature synthesis. *Materials*. 16(18). Article 6134. doi: 10.3390/ma16186134
7. Jian Y.T., Yang Y., Tian T., Stanford C., Zhang X.P., Zhao K. (2015) Effect of pore size and porosity on the biomechanical properties and cytocompatibility of porous NiTi alloys. *PLoS One*. 10(6). Article e0128138. doi: 10.1371/journal.pone.0128138
8. Gong X.W., Zhang Y., Shi Q., Zhang L.X. (2016) Analysis of porous NiTi shape memory alloy fabricated by MIM and SHS. *Optoelectronics and Advanced Materials Rapid Communications*. 10(1–2). pp. 68–73.
9. Morgan E.F., Unnikrisnan G.U., Hussein A.I. (2018) Bone mechanical properties in healthy and diseased states. *Annual Review of Biomedical Engineering*. 20(1). pp. 119–143. doi: 10.1146/annurev-bioeng-062117-121139
10. Bansiddhi A., Sargeant T.D., Stupp S.I., Dunand D.C. (2008) Porous NiTi for bone implants: a review. *Acta Biomaterialia*. 4(4). pp. 773–782. doi: 10.1016/j.actbio.2008.02.009
11. Ashby M.F., Gibson L.J. (1997) *Cellular Solids: Structure and Properties*. Press Syndicate of the University of Cambridge. pp. 175–231.
12. Huang Y., Xin D., Chen X. (2024) Microstructure and properties of NiTi shape memory alloy fabricated by double-wire plasma arc additive manufacturing with a nearly equal atomic ratio. *Materials Letters*. 354. Article 135406. doi: j.matlet.2023.135406

Сведения об авторах:

Гарин Александр Сергеевич – младший научный сотрудник Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: stik-020@mail.ru

Козулин Александр Анатольевич – кандидат физико-математических наук, доцент Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: kozulyn@ftf.tsu.ru

Байгонакова Гульшарат Аманболдыновна – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: gat27@mail.ru

Марченко Екатерина Сергеевна – доктор физико-математических наук, доцент Томского государственного университета (Томск, Россия); ведущий научный сотрудник Института проблем химико-энергетических технологий СО РАН (Бийск, Россия). E-mail: 89138641814@mail.ru

Information about the authors:

Garin Aleksandr S. (Junior Researcher, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: stik-020@mail.ru

Kozulin Alexander A. (Candidate of Physics and Mathematics, Associate Professor, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: kozulyn@ftf.tsu.ru

Baygonakova Gul'sharat A. (Candidate of Physics and Mathematics, Senior Researcher, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: gat27@mail.ru

Marchenko Ekaterina S. (Doctor of Physics and Mathematics, Associate Professor, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation; Leading Researcher of the Institute of Problems of Chemical and Energy Technologies of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Biysk, Russian Federation). E-mail: 89138641814@mail.ru

Статья поступила в редакцию 14.10.2025; принята к публикации 05.02.2026

The article was submitted 14.10.2025; accepted for publication 05.02.2026