

**SURFACE EVOLUTION AND CORROSION CHARACTERISTICS
OF AN AIR-HEAT-TREATED BIOCOMPATIBLE ALLOY
BASED ON TiNi***Elena Aldisovna Bolshevich ^a, Sergey Gennadievich Anikeev*

Laboratory of Medical Materials Science, Tomsk State University, Tomsk 634050, Russia

^a bolshevich-elena@mail.tsu.ru**ABSTRACT**

For nickel–titanium products intended for medical applications, surface stability in physiological environments is one of the key factors determining the long-term performance of the material. Despite the presence of a naturally formed passive layer, TiNi alloys may undergo corrosion degradation, accompanied by changes in the surface state and the risk of nickel ion release. Therefore, selecting surface-treatment conditions that reduce the corrosion activity of the material without the use of complex or multistep technologies remains an important task. This study investigates the effect of heat treatment in air at 300–500 °C for 60 min on the morphology, elemental composition, roughness, and corrosion behavior of a cast $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ alloy. The sample surfaces were examined using scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy, and atomic force microscopy. Corrosion behavior was evaluated by linear sweep voltammetry in a 0.9% NaCl solution. Heat treatment at 300–400 °C was shown to reduce the corrosion rate to $0.08\text{--}0.12 \times 10^{-3}$ mm/year. The most effective treatment temperature was 350 °C, at which the corrosion rate decreased by approximately a factor of 31 compared with the untreated sample. Increasing the temperature to 450–500 °C produced the opposite effect because of the pronounced development of the surface topography. The correlations obtained provide a basis for understanding thermally induced surface transformations in TiNi and for selecting controlled air-oxidation conditions aimed at forming a corrosion-resistant surface state of relevance to the medical application of nickel–titanium-based alloys.

KEYWORDS

Titanium nickelide; TiNi; thermal oxidation; surface morphology; roughness; corrosion resistance.

**ЭВОЛЮЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ И КОРРОЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
ТЕРМООБРАБОТАННОГО НА ВОЗДУХЕ БИОСОВМЕСТИМОГО
СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi***Елена Алдисовна Большевич ^a, Сергей Геннадьевич Аникеев*

Лаборатория медицинского материаловедения, Томский государственный университет, Томск, Россия

^a bolshevich-elena@mail.tsu.ru

АННОТАЦИЯ

Для изделий из никелида титана, предназначенных для медицинского применения, устойчивость поверхности в физиологической среде является одним из ключевых факторов, определяющих долговременную работоспособность материала. Даже при наличии естественного пассивного слоя сплавы TiNi могут подвергаться коррозионной деградации, сопровождающейся изменением состояния поверхности и риском выхода ионов никеля. В связи с этим актуальной задачей является подбор режимов поверхностной обработки, позволяющих снизить коррозионную активность материала без применения сложных или многостадийных технологий. В работе исследовано влияние термической обработки на воздухе при 300–500 °C в течение 60 мин на морфологию, элементный состав, шероховатость и коррозионное поведение литого сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$. Поверхность образцов изучали методами растровой электронной микроскопии, энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и атомно-силовой микроскопии. Коррозионное поведение оценивали методом вольтамперометрии с линейной разверткой в 0,9% растворе NaCl. Показано, что обработка при 300–400 °C снижает скорость коррозии до $0,08\text{--}0,12 \times 10^{-3}$ мм/год. Наиболее эффективным оказался режим 350 °C, при котором скорость коррозии уменьшалась примерно в 31 раз по сравнению с исходным образцом. Повышение температуры до 450–500 °C приводило к обратному эффекту вследствие резкого развития поверхностного рельефа. Полученные корреляции создают основу для понимания термоиндуцированных поверхностных преобразований в TiNi и выбора контролируемых режимов воздушного окисления, направленных на формирование коррозионно-стойкого состояния поверхности, имеющего значение для медицинского применения сплавов на основе никелида титана.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Никелид титана; TiNi; термическое окисление; морфология поверхности; шероховатость; коррозионная стойкость.

Введение

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) широко применяются в медицинских изделиях благодаря сочетанию эффекта памяти формы, сверхэластичности и способности к значительным обратимым деформациям [1–4]. Эти свойства обусловлены обратимыми мартенситными превращениями между B2- и B19'-фазами, благодаря которым материал может восстанавливать форму при изменении температуры или снятии нагрузки [2–4]. Такое поведение определяет применение TiNi в конструкциях, для которых важны гибкость, формовосстановление и устойчивость к повторяющимся механическим воздействиям, включая стенты, ортодонтические дуги и другие изделия медицинского назначения [5, 6].

Наряду с функционально-механическими свойствами, важным условием долговременной работоспособности TiNi является стабильность поверхности в физиологической среде [7–13]. При контакте с электролитом приповерхностная зона определяет кинетику электрохимических реакций, устойчивость пассивного состояния и вероятность выхода ионов никеля [7–11, 13–18]. Для медицинских материалов этот фактор имеет особое значение, поскольку нарушение защитных свойств поверхности может снижать коррозионную стойкость и ограничивать срок безопасной эксплуатации изделий [19, 20].

Коррозионная устойчивость TiNi во многом связана с формированием титан-обогащенного оксидного слоя, преимущественно состоящего из оксидов титана [7, 8, 11, 16–

19]. Такой слой снижает электрохимическую активность материала и ограничивает контакт металлической основы с электролитом. При этом его защитная способность определяется не только химическим составом, но и толщиной, однородностью, дефектностью и морфологией поверхности [7–11, 18].

Одним из технологически простых способов изменения состояния поверхности TiNi является термическая обработка на воздухе. В отличие от методов нанесения покрытий, она не требует введения посторонних компонентов и позволяет формировать оксидированный слой непосредственно за счет окисления материала [12, 21–25]. При нагреве TiNi протекают процессы селективного окисления титана, диффузионного перераспределения элементов и изменения рельефа приповерхностной зоны [22–27]. В зависимости от температуры соотношение этих процессов может быть различным: умеренное окисление способно повышать защитные свойства поверхности, тогда как более интенсивный рост оксидированного слоя может сопровождаться увеличением шероховатости и ухудшением электрохимического поведения.

Несмотря на значительное количество работ, посвященных окислению TiNi, полученные данные трудно сопоставлять напрямую из-за различий в составе сплавов, технологии получения, исходной обработке поверхности, температуре и времени выдержки [11, 12, 21–27]. Кроме того, структурные изменения поверхности не всегда позволяют однозначно оценить ее защитные свойства [13]. Поэтому актуальным является совместное исследование морфологии, элементного состава, шероховатости и коррозионного поведения единой серии образцов, обработанных в одинаковых условиях.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния термической обработки на воздухе при 300–500 °С в течение 60 мин на состояние поверхности и коррозионную стойкость литого сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ в физиологическом растворе. Особое внимание уделено выявлению температурного интервала,

в котором воздушное окисление обеспечивает снижение коррозионной активности, а также установлению связи между развитием поверхностного рельефа и изменением электрохимического поведения материала.

1. Методика проведения исследований

Монолитный сплав $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ получали индукционной плавкой в печи ИСВ-0.004-ПИ-89-M1 из губчатого титана марки ТГ-90 чистотой 99,94% и электролитического никеля марки Н1 чистотой 99,90%. Суммарные потери массы при плавке не превышали 0,01%. Плавление проводили в атмосфере технически чистого аргона при температуре 1300 °С. Слитки охлаждали в печи со скоростью не более 10 °С/с для снижения термических напряжений и риска растрескивания.

Из центральной части слитка методом электроэрозионной резки вырезали дисковые образцы диаметром 25 мм и толщиной 2 мм. Для удаления слоя, измененного электроэрозионной обработкой, поверхность последовательно шлифовали абразивной бумагой SiC от P240 до P5000. Шлифованный образец принимали за исходное состояние TiNi. При комнатной температуре исходный сплав находился преимущественно в аустенитном состоянии и был представлен фазой TiNi(B2).

Термическую обработку проводили на воздухе при 300, 350, 400, 450 и 500 °С с выдержкой 60 мин. По завершении термической обработки образцы извлекали из печи и охлаждали на воздухе до комнатной температуры. Образцы обозначали TiNi-300, TiNi-350, TiNi-400, TiNi-450 и TiNi-500 соответственно. Исходный образец обозначали TiNi.

Морфологию поверхности исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Quanta 300 3D. Локальный элементный состав определяли методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) с использованием микроанализатора EDAX ECON IV. Топографию поверхности исследовали на атомно-силовом микроскопе Solver HV

в полуконтактном режиме. Сканирование выполняли на воздухе при комнатной температуре на участках 25×25 мкм² с разрешением 512×512 пикселей. Среднюю арифметическую шероховатость поверхности S_a рассчитывали по данным атомно-силовой микроскопии с использованием программного обеспечения Gwyddion.

Электрохимические измерения проводили на потенциостате-гальваностате Р-40Х. Использовали трехэлектродную прижимную ячейку, состоящую из рабочего электрода (экспериментальные образцы на основе TiNi), хлорид-серебряного (4,2 М KCl) электрода сравнения и графитового вспомогательного электрода. Экспериментальный образец прижимался электропроводящей пластиной, контакт с электролитом осуществлялся через отверстие в дне ячейки с диаметром 10 мм. В качестве электролита использовали физиологический раствор (0,9% NaCl).

Для оценки коррозионных свойств сплавов использовали метод вольтамперометрии с линейной разверткой потенциала. Потенциодинамические зависимости регистрировали при изменении потенциала от -1 до $+1$ В со скоростью изменения развертки 3 мВ/с. Для каждого образца проводилось не менее 3 параллельных экспериментов. Потенциал коррозии ($E_{кор}$) и ток коррозии ($I_{кор}$) определяли графически методом экстраполяции Тафеля из полученных зависимостей. Скорость коррозии ($C_{кор}$) рассчитывали по формуле в соответствии со стандартом ASTM G102 [28]:

$$C_{кор} = 3,27 \times 10^{-3} I_{кор} EW / \rho S, \quad (1)$$

где $I_{кор}$ – полный анодный ток коррозии; EW – эквивалентный вес материала; ρ – плотность материала; S – площадь поверхности образца, контактирующей с электролитом (см²).

Эквивалентный вес материала рассчитывался по формуле:

$$EW = \frac{1}{\sum \frac{n_i f_i}{w_i}}, \quad (2)$$

где n_i – валентность i -го элемента в сплаве; f_i – массовая доля i -го элемента в сплаве; w_i – атомный вес i -го элемента в сплаве.

2. Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена поверхность образцов TiNi после механического шлифования и термообработки на воздухе при 300–500 °С. Во всех состояниях сохраняется выраженная столбчатая структура в виде протяженных преимущественно параллельных полос, формирование которой связано с направленным ростом зерен вдоль температурного градиента при затвердевании сплава [29]. Локальное изменение направления и пересечение полос может быть обусловлено взаимодействием соседних фронтов кристаллизации и формированием границ зерен различной ориентации. Отсутствие заметных изменений морфологии после нагрева свидетельствует об устойчивости сформированной структуры в исследуемом температурном диапазоне. Изменение окраски поверхности от серой до различных интерференционных оттенков связано с образованием и увеличением толщины оксидной пленки на основе оксидов титана [27, 30]. Наблюдаемые цвета возникают вследствие интерференции световых волн, отраженных от границ «воздух–оксидная пленка» и «оксидная пленка–металл», поэтому оттенок поверхности зависит от толщины сформированного слоя [30, 31].

Изображения, полученные методом растровой электронной микроскопии (рис. 2), демонстрируют последовательную эволюцию поверхности с повышением температуры обработки. Исходный TiNi характеризуется сравнительно гладкой текстурой с выраженными следами механической шлифовки. После выдержки при 300 °С полировочные риски становятся менее контрастными. При 350 °С поверхность остается относительно ровной и не содержит крупных дефектов, что согласуется с формированием тонкого сплошного оксидного слоя.

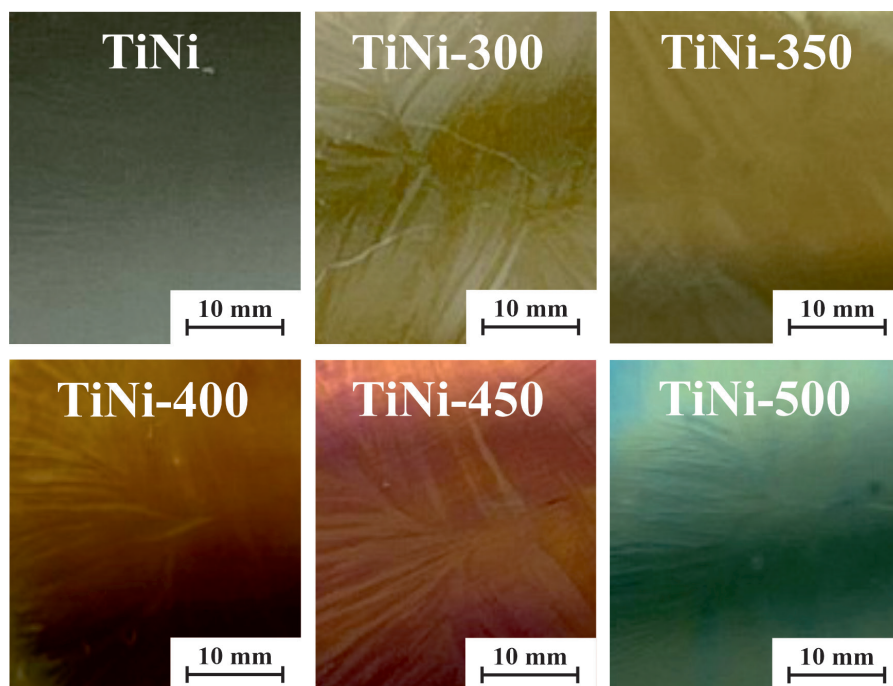


Рис. 1. Оптические изображения TiNi до и после термообработки на воздухе

Fig. 1. Optical images of TiNi before and after heat treatment in air

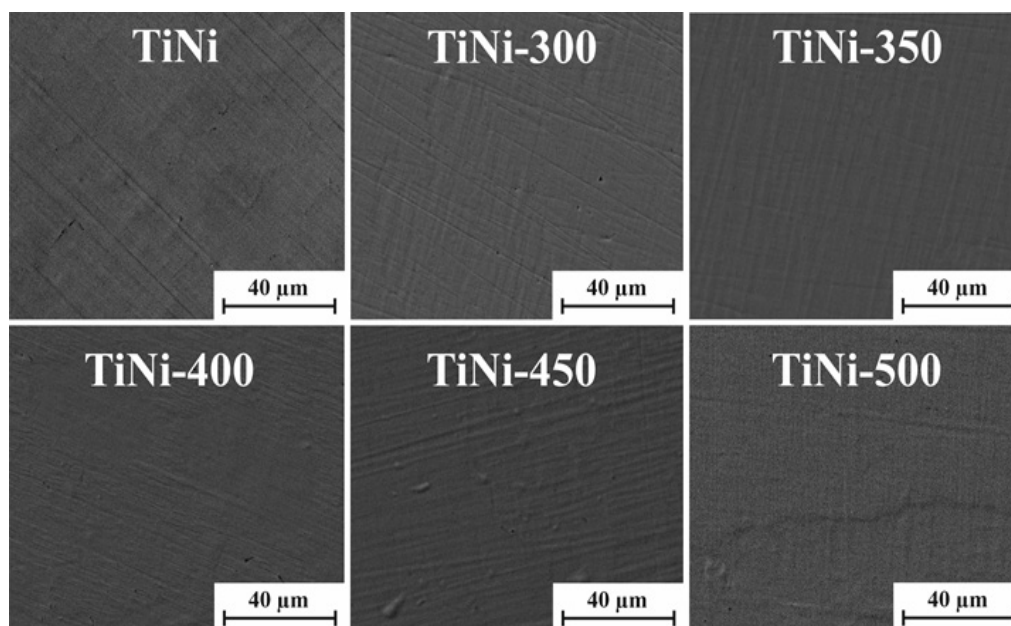


Рис. 2. Морфология поверхности и результаты ЭДС-анализа образцов TiNi до и после термической обработки

Fig. 2. Surface morphology and EDS results for TiNi specimens before and after heat treatment

При 400 °С появляются более выраженные локальные неровности. Повышение температуры до 450–500 °С сопровождается заметным усложнением рельефа и развитием выступающих поверхностных образований. Для TiNi-500 поверхность наиболее тексту-

рирована. Такая последовательность соответствует переходу от начальных стадий окисления к более интенсивному росту оксидного слоя при повышенной температуре [22–27].

Изменение морфологии согласуется с данными энергодисперсионного анализа.

В исходном состоянии содержание кислорода составляет около 1 ат.%, тогда как после обработки при 300 °C оно возрастает примерно до 6 ат.%. Далее доля кислорода монотонно увеличивается и достигает около 17 ат.% для TiNi-500. Одновременно уменьшаются измеренные относительные доли Ti и Ni.

Наблюдаемая тенденция отражает прогрессирующее окисление поверхности. Более высокая химическая активность титана по отношению к кислороду способствует преимущественному формированию Ti-содержащих оксидов. При росте оксидного слоя возможны диффузионное перераспределение компонентов и формирование химически неоднородной переходной области у границы оксид–металл [22, 24, 26, 27].

Количественная оценка данных атомно-силовой микроскопии (АСМ) выявила немонотонную зависимость S_a от температуры. Для исходного состояния S_a составляет 6,641 нм. После обработки при 300 и 350 °C параметр снижается до 6,573 и 6,085 нм соответственно. Уменьшение шероховатости

согласуется с визуально наблюдаемым сглаживанием следов механической обработки и может быть связано с формированием относительно равномерного тонкого поверхностного слоя.

При 400 °C S_a возрастает до 6,407 нм, что указывает на начало развития более сложного микрорельефа. Наиболее существенные изменения происходят при 450 и 500 °C: S_a увеличивается до 121,9 и 138,8 нм соответственно. Рост более чем на порядок относительно низкотемпературных состояний свидетельствует о качественном изменении характера поверхности и согласуется с РЭМ-наблюдениями.

Таким образом, в исследованной серии можно выделить две области. При 300–400 °C поверхность остается относительно сглаженной, тогда как при 450–500 °C происходит резкий скачок S_a и развитие грубого рельефа. Это позволяет рассматривать интервал между 400 и 450 °C как морфологический порог, после которого рост оксидного слоя сопровождается потерей компактности поверхности.

Таблица 1. Элементный состав поверхности образцов TiNi по данным ЭДС, ат.%

Table 1. Elemental composition of TiNi specimen surfaces according to EDS, at.%

Образец / Specimen	Ti, ат.% / at.%	Ni, ат.% / at.%	O, ат.% / at.%
TiNi	48	51	1
TiNi-300	45	49	6
TiNi-350	45	48	7
TiNi-400	44	47	9
TiNi-450	44	46	10
TiNi-500	40	43	17

Таблица 2. Средняя арифметическая шероховатость поверхности S_a

Table 2. Arithmetic mean surface roughness S_a

Образец / Specimen	S_a , нм / nm
TiNi	6,641
TiNi-300	6,573
TiNi-350	6,085
TiNi-400	6,407
TiNi-450	121,9
TiNi-500	138,8

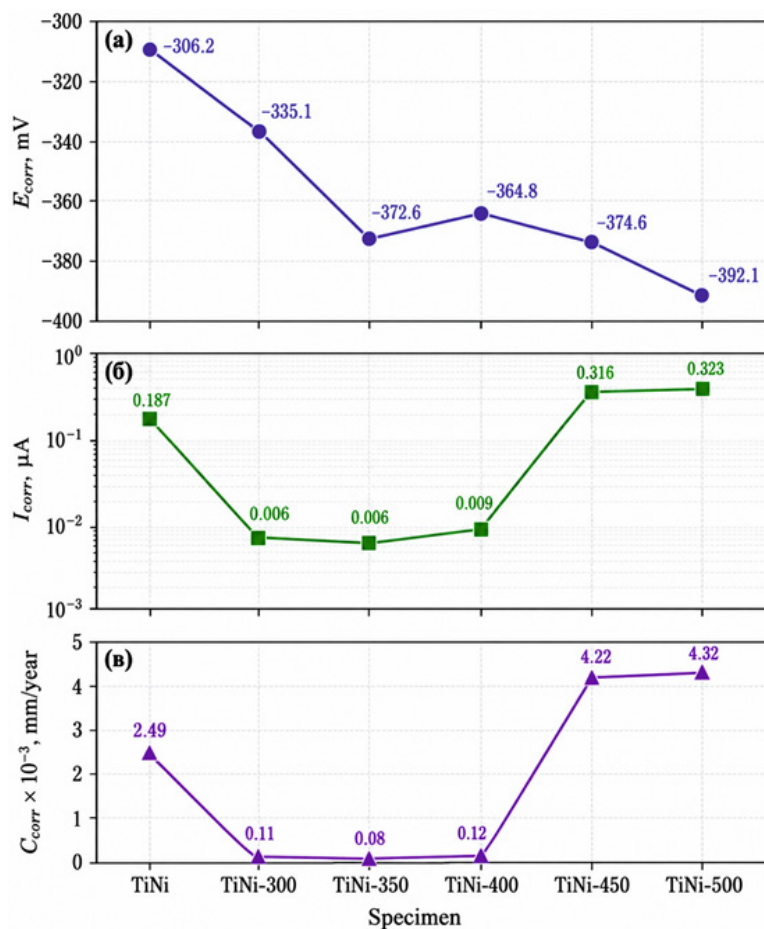


Рис. 3. Зависимость коррозионных характеристик образцов TiNi от температуры термической обработки на воздухе:
а – потенциал коррозии $E_{кор}$; *б* – ток коррозии $I_{кор}$; *в* – скорость коррозии $C_{кор}$

Fig. 3. Dependence of the corrosion characteristics of TiNi specimens on the air heat-treatment temperature:
a – corrosion potential E_{corr} ; *b* – corrosion current I_{corr} ; *v* – corrosion rate C_{corr}

Коррозионные испытания показывают, что зависимость защитных свойств от температуры имеет не монотонный, а пороговый характер (рис. 3). Это означает, что увеличение степени окисления само по себе не является достаточным условием повышения коррозионной стойкости TiNi.

Для исходного образца TiNi потенциал коррозии $E_{кор}$ составил $-306,2$ мВ, ток коррозии $I_{кор} = 0,187$ мкА, а расчетная скорость коррозии $C_{кор} = 2,49 \times 10^{-3}$ мм/год. После обработки при 300–400 °С наблюдалось резкое подавление коррозионного процесса: $I_{кор}$ снижался до 0,006–0,009 мкА, а $C_{кор}$ – до $0,08$ – $0,12 \times 10^{-3}$ мм/год. Наиболее эффективным оказался режим 350 °С, при котором

$I_{кор}$ и $C_{кор}$ уменьшались примерно в 31 раз относительно исходного состояния.

Полученный эффект хорошо согласуется с морфологическими данными. В интервале 300–400 °С поверхность сохраняет сравнительно низкую шероховатость, а оксидный слой, судя по данным ЭДС и РЭМ, формируется без выраженного развития грубого рельефа. Такое состояние можно рассматривать как защитно-компактное: оно уже обеспечивает существенное снижение электрохимической активности, но еще не сопровождается резким ростом эффективной площади контакта с электролитом.

При 450–500 °С происходит качественный перелом. Несмотря на дальнейший

рост содержания кислорода, $I_{\text{кор}}$ возрастает до 0,316–0,323 мкА, а $C_{\text{кор}}$ – до $4,22\text{--}4,32 \times 10^{-3}$ мм/год. Эти значения не только выше, чем для образцов, обработанных при 300–400 °С, но и превышают показатели исходного TiNi. Следовательно, высокотемпературное окисление в данном диапазоне приводит не к усилению, а к потере защитного эффекта.

Ключевым фактором этого перехода является резкое развитие топографии поверхности. Для TiNi-450 и TiNi-500 параметр S_a возрастает до 121,9 и 138,8 нм соответственно, тогда как для TiNi–TiNi-400 он остается на уровне порядка 6–7 нм. Такое увеличение шероховатости более чем на порядок может повышать реальную площадь контакта с раствором, усиливать локальную неоднородность распределения тока и создавать участки с различной плотностью, толщиной или дефектностью оксидного слоя.

Таким образом, в исследованной системе выявляется температурный порог между 400 и 450 °С. Ниже этого порога воздушная термообработка формирует преимущественно защитное состояние поверхности; выше него морфологическое усложнение оксидного слоя начинает доминировать над положительным эффектом окисления. Именно этот переход является главным результатом работы и практически важным критерием выбора режима обработки.

Выводы

1. Термообработка на воздухе литого $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ при 300–500 °С вызывает прогрессирующее окисление поверхности: содержание кислорода возрастает приблизительно от 1 ат.% в исходном состоянии до 17 ат.% после обработки при 500 °С.

2. Морфологическая эволюция поверхности имеет пороговый характер. До 400 °С параметр S_a остается на уровне около 6–7 нм, тогда как при 450–500 °С он резко возрастает до 121,9–138,8 нм, что указывает на переход к развитому и неоднородному оксидному рельефу.

3. Коррозионные испытания показали, что оптимальная область термообработки на воздухе находится в интервале 300–400 °С. В этом диапазоне $I_{\text{кор}}$ составляет 0,006–0,009 мкА, а $C_{\text{кор}}$ – $0,08\text{--}0,12 \times 10^{-3}$ мм/год против 0,187 мкА и $2,49 \times 10^{-3}$ мм/год для исходного TiNi.

4. Наилучший режим в исследованной серии – 350 °С, 60 мин: скорость коррозии снижается до $0,08 \times 10^{-3}$ мм/год, то есть примерно в 31 раз относительно исходного состояния.

5. При 450–500 °С дальнейшее окисление перестает быть защитным: $C_{\text{кор}}$ возрастает до $4,22\text{--}4,32 \times 10^{-3}$ мм/год. Основной причиной такого ухудшения является не недостаточная степень окисления, а резкое морфологическое усложнение поверхности, увеличивающее электрохимическую неоднородность и эффективную площадь контакта с электролитом.

6. Полученные результаты показывают, что выбор режима термообработки TiNi должен основываться не только на факте формирования оксидного слоя, но и на сохранении его компактной морфологии. Температурный порог между 400 и 450 °С является практически важной границей для оптимизации воздушной термообработки биомедицинских сплавов TiNi.

Благодарности / Acknowledgments

Исследование выполнено при поддержке Программы развития Томского государственного университета (Приоритет-2030).

This study was supported by the Tomsk State University Development Programme (Priority-2030).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yuan B., Nichols S., Zhu M., Chung C.Y. Biomedical porous shape memory alloys for hard-tissue replacement materials // Materials. 11, 1716 (2018). DOI: 10.3390/ma11091716.
2. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progress in Materials

Science. 50, 511–678 (2005). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2004.10.001.

3. Miyazaki S., Kim H.Y., Hosoda H. Development and characterization of Ni-free Ti-based shape memory and superelastic alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 438–440, 18–24 (2006). DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.054.

4. Otsuka K., Wayman C.M. *Shape Memory Materials*. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

5. Morgan N.B. Medical shape memory alloy applications – the market and its products // *Materials Science and Engineering: A*. 378, 16–23 (2004). DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.326.

6. Pelton A.R., Schroeder V., Mitchell M.R., et al. Fatigue and durability of Nitinol stents // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 1, 153–164 (2008). DOI: 10.1016/j.jmbbm.2007.08.001.

7. Semin V.O., D'yachenko F.A., Erkovich A.V., Ostapenko M.G., et al. Characterization of corrosion properties, structure and chemistry of titanium-implanted TiNi shape memory alloy // *Materials Characterization*. 206, 113457 (2023). DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113457.

8. Semin V.O., Chernova A.P., Erkovich A.V., et al. Electrochemical properties and structure of the TiNi alloy surface layers implanted with titanium and niobium ions // *Inorganic Materials: Applied Research*. 15(3), 636–648 (2024). DOI: 10.1134/S2075113324700060.

9. Nazarov D.V., Kozlova L.A., Yuditceva N.M., et al. Atomic layer deposition of biocompatible multifunctional ZnO-TiO₂ nanocoatings on the surface of additively manufactured nitinol // *Applied Surface Science*. 675, 160974 (2024). DOI: 10.1016/j.apsusc.2024.160974.

10. Vikulova E.S., Karakovskaya K.I., Korolkov I.V., et al. Application of biocompatible noble metal film materials to medical implants: TiNi surface modification // *Coatings*. 13(2), 222 (2023). DOI: 10.3390/coatings13020222.

11. Mani G., Porter D., Grove K., et al. Surface finishing of Nitinol for implantable medical devices: A review // *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials*. 110(12), 2763–2778 (2022). DOI: 10.1002/jbm.b.35112.

12. Witkowska J., Sobiecki J., Wierzchoń T. Advancements in surface modification of NiTi alloys for orthopedic implants: focus on low-temperature glow discharge plasma oxidation techniques // *International Journal of Molecular Sciences*. 26(3), 1132 (2025). DOI: 10.3390/ijms26031132.

13. Artyukhova N.V., Anikeev S.G., Shabalina A.V., et al. Effect of different modes of electron-beam processing on structure, surface properties, corrosion

resistance and martensitic transformations of TiNi-based alloy // *Vacuum*. 245, 114994 (2026). DOI: 10.1016/j.vacuum.2025.114994.

14. Long M., Rack H.J. Titanium alloys in total joint replacement – a materials science perspective // *Biomaterials*. 19, 1621–1639 (1998). DOI: 10.1016/S0142-9612(97)00146-4.

15. Williams D.F. On the mechanisms of biocompatibility // *Biomaterials*. 29, 2941–2953 (2008). DOI: 10.1016/j.biomaterials.2008.04.023.

16. Shabalovskaya S.A. Surface, corrosion and biocompatibility aspects of Nitinol as an implant material // *Bio-Medical Materials and Engineering*. 12(1), 69–109 (2002). DOI: 10.1177/095929892002012001007.

17. Saylor D.M., Sivan S., Turner P., et al. Temperature dependence of nickel ion release from Nitinol medical devices // *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials*. 109, 1188–1197 (2021). DOI: 10.1002/jbm.b.34781.

18. Wang X., Xie D., Hou M., et al. Effects of adsorption of O₂ and H₂O molecules on the corrosion behavior of the NiTi alloy surface: a DFT investigation // *Physical Chemistry Chemical Physics*. 26, 24370–24383 (2024). DOI: 10.1039/D4CP02631D.

19. Hanawa T. Titanium-tissue interface reaction and its control with surface treatment // *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*. 7, 170 (2019). DOI: 10.3389/fbioe.2019.00170.

20. Churakova A.A., Vorobiev E.V., Iskhakova E.I. Study of the corrosion resistance of Ti-50.2 at. % Ni alloy in a weakly concentrated solution of hydrochloric acid // *Materials. Technologies. Design*. 7(1(20)), 66–79 (2025). DOI: 10.54708/26587572_2025_712066.

21. Wu J., Deng Y., Guo X., Zhou S. Effect of heat treatment on the microstructure and in-situ corrosion behavior of SLM-NiTi alloys // *Materials Today Communications*. 39, 108636 (2024). DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.108636.

22. Mahmud A., Wu Z., Zhang J., et al. Surface oxidation of NiTi and its effects on thermal and mechanical properties // *Intermetallics*. 103, 52–62 (2018). DOI: 10.1016/j.intermet.2018.09.013.

23. Xu C.H., Ma X.Q., Shi S.Q., et al. Oxidation behavior of TiNi shape memory alloy at 450–750 °C // *Materials Science and Engineering: A*. 371, 45–52 (2004). DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00287-9.

24. Vojtěch D., Novák P., Novák M., et al. Cyclic and isothermal oxidations of Nitinol wire at moderate temperatures // *Intermetallics*. 16, 424–431 (2008). DOI: 10.1016/j.intermet.2007.12.006.

25. Smialek J.L., Garg A., Rogers R.B., Noebe R.D. Oxide scales formed on NiTi and NiPtTi shape memory alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*.

43(7), 2325–2341 (2012). DOI: 10.1007/s11661-011-1036-x.

26. Tian H., Schryvers D., Liu D., et al. Stability of Ni in Nitinol oxide surfaces // *Acta Biomaterialia*. 7, 892–899 (2011). DOI: 10.1016/j.actbio.2010.09.009.

27. Firstov G.S., Vitchev R.G., Kumar H., et al. Surface oxidation of NiTi shape memory alloy // *Biomaterials*. 23, 4863–4871 (2002). DOI: 10.1016/S0142-9612(02)00244-2.

28. ASTM G102-89(2015)e1. Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015.

29. Ou S.-F., Peng B.-Y., Chen Y.-C., Tsai M.-H. Manufacturing and characterization of NiTi alloy with functional properties by selective laser melting // *Metals*. 8, 342 (2018). DOI: 10.3390/met8050342.

30. Ng C.W., Mahmud A.S., Ahmad M.N., et al. Estimation of titanium oxide layer thickness on thermally oxidized NiTi alloy based on color variations // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 53(1), 47–55 (2022). DOI: 10.1002/mawe.202100084.

31. Diamanti M.V., Del Curto B., Pedferri M.P. Interference colors of thin oxide layers on titanium // *Color Research & Application*. 33(3), 221–228 (2008). DOI: 10.1002/col.20403.