УДК 620.193.4
P.A.C.S. 82.33. Pt Solid state chemistry
DOI 10.54708/26587572_2025_712066

STUDY OF THE CORROSION RESISTANCE OF Ti-50.2 At.% Ni ALLOY IN A WEAKLY CONCENTRATED SOLUTION OF HYDROCHLORIC ACID

Anna Aleksandrovna Churakova [1, 2a], *Evgeniy Viktorovich Vorobiev* [2], *Elmira Ildarovna Iskhakova* [1, 2]

[1] Institute of Molecule and Crystal Physics – Subdivision of the Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences, 151 Oktyabrya Ave., 450075, Ufa, Russia

[2] Ufa University of Science and Technology, 32 Zaki Validi St., 450076, Ufa, Russia

[a] churakovaa_a@mail.ru

ABSTRACT

In this paper, the microstructure and surface of Ti-50.2 at.% Ni alloy samples in a weakly concentrated solution of hydrochloric acid in coarse-grained and ultrafine-grained states were studied. Corrosion damage to the Ti-50.2 at.% Ni alloy in acidic solutions occurs by pitting mechanism; the pits are observed on the surface of the samples by scanning electron microscopy and atomic force microscopy. This mechanism is characterized by localized dissolution of the metal, which leads to the formation of small corrosion points on the surface of the sample. In some areas in the coarse-grained state, the regions of intercrystallite corrosion were found.

KEYWORDS

TiNi alloy, corrosion studies, coarse-grained structure, ultrafine-grained structure, hydrochloric acid, corrosion rate.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА Ti-50,2 Ат.% Ni В СЛАБОКОНЦЕНТРИРОВАННОМ РАСТВОРЕ СОЛЯНОЙ КИСЛОТЫ

Анна Александровна Чуракова [1, 2a], *Евгений Викторович Воробьев* [2], *Эльмира Ильдаровна Исхакова* [1, 2]

[1] Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, 450075, Россия, Уфа, ул. Проспект Октября, 151

[2] Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, Уфа, ул. Заки Валиди 32

[a] churakovaa_a@mail.ru

АННОТАЦИЯ

В данной работе проведены исследования микроструктуры и поверхности образцов сплава Ti-50,2 at.% Ni в слабоконцентрированном растворе соляной кислоты в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Коррозионное повреждение сплава Ti-50,2 at.% Ni в кислых растворах происходит по механизму образования питтингов, которые наблюдаются на поверхности образцов методами сканирующей электронной микроскопии и атомно-силовой микроскопии. Этот механизм характеризуется локализованным растворением металла, что приводит

к образованию небольших точек коррозии на поверхности образца. На отдельных участках в крупнозернистом состоянии были обнаружены области межкристаллитной коррозии.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Сплав TiNi, коррозионные исследования, крупнозернистая структура, ультрамелкозернистая структура, соляная кислота, скорость коррозии.

Введение

Сплав титана и никеля практически в равных пропорциях (45% и 55%) принято называть нитинолом или никелидом титана [1–3]. Данные сплавы обладают уникальными свойствами – эффектом памяти формы и сверхупругостью [1, 2]. Известно, что высокотемпературная фаза никелида титана представляет собой атомно-упорядоченное интерметаллидное соединение с B2 ОЦК решеткой типа CsCl и является твердым раствором замещения [1]. К настоящему времени известно, что при охлаждении в сплавах TiNi в зависимости от химического состава сплава происходят термоупругие обратимые мартенситные превращения (МП) двух типов: B2→B19’ и B2→R→ B19’ [4, 5]. Исследования показали, что в сплавах TiNi с повышенным содержанием никеля (более 50,5 атомных процентов) существует прямая связь между температурой мартенситных превращений, прочностью B2-фазы и функциональными свойствами, которые зависят от метода предварительной обработки – термической или термомеханической [6, 7]. Это объясняется тем, что в процессе такой обработки образуются новые фазы и частицы с кристаллической структурой, отличной от основной, и не подверженные мартенситным превращениям [8–11].

Возможность создания нанокристаллических (НК) и ультрамелкозернистых (УМЗ) структур в объемных образцах сплавов TiNi становится реальной благодаря применению специализированных методов деформации, которые позволяют достичь значительных пластических деформаций без разрушения исходных заготовок. Сейчас существует ряд методов, направленных на получение НК и УМЗ структур посредством интенсивной пластической деформации (ИПД) [12–15]. В ходе многочисленных научных экспериментов и исследований было установлено, что процесс интенсивной пластической деформации (ИПД) оказывает значительное влияние как на физико-механические, так и на функциональные свойства TiNi сплава [12, 14, 16]. В частности, было замечено, что применение методов ИПД способно увеличить прочностные характеристики материала при испытаниях на растяжение, а также повысить его твердость. Кроме того, особое внимание заслуживает тот факт, что ИПД приводит к снижению температуры превращения мартенсита в сплавах [17]. Это явление имеет важное значение, поскольку это означает, что сплав TiNi может демонстрировать эффект памяти формы при более низких температурах, что, в свою очередь, существенно расширяет спектр потенциальных областей его применения и делает его более привлекательным для использования в различных отраслях промышленности [18–20].

Сплавы TiNi имеют широкий спектр применения благодаря такому сочетанию уникальных свойств – эффекта памяти формы, высокой прочности, биокомпатибельности и долговечности. Они широко применяются в медицинской, авиационной и электронной промышленностях. Распространение применения сплавов на основе TiNi в медицинской и промышленной сферах привело к обширным исследованиям в области электрохимии и защиты от коррозии этих материалов в условиях различных сред, в том числе агрессивных. В работе [21] детально описаны коррозионные характеристики крупнозернистого никелида титана, который демонстрирует высокую коррозионную стойкость в условиях, имитирующих человеческие физиологические жидкости. Было обнаружено, что в присутствии биологических сред на

поверхности никелида титана формируется защитный оксидный слой, на котором затем возникают слои фосфата кальция и оксида титана (TiO_2) [22].

Анализ коррозионной устойчивости сплавов системы TiNi в условиях их ультрамелкозернистого (УМЗ) и крупнозернистого (КЗ) состояний в среде кислот, таких как хлорная и серная, выявил, что в условиях высокой активации среды УМЗ сплавы проявляют повышенную склонность к коррозии из-за большего количества в них дефектов. В то же время в пассивирующих средах, когда активные области (дислокации) блокируются присутствием кислорода и формируются защитные поверхностные слои, сплавы в ультрамелкозернистом состоянии демонстрируют повышенную коррозионную стойкость по сравнению с крупнозернистыми аналогами [22, 23]. В исследовании, описанном в статье [24], изучалось поведение никелида титана при поляризации в боратном буферном растворе с pH 7,4. Результаты показали, что сплав TiNi находится в пассивном состоянии, что указывает на его высокую коррозионную стойкость и потенциал перепассивации (репассивации) примерно 1200 мВ. Однако в растворе Рингера наблюдалось снижение коррозионной стойкости, сокращение интервала потенциалов, при которых материал остается пассивным, и значительное уменьшение потенциала перепассивации до 20–50 мВ.

Для улучшения коррозионных свойств сплава была проведена обработка с помощью импульсного лазера в различных режимах в воздушной среде. При данном методе обработки достигаются чрезвычайно высокие температуры, превышающие точки плавления оксидов никеля и титана, в момент импульса. Это приводит к образованию температурных полей, которые способствуют созданию и сохранению оксидов этих металлов в форме твердого раствора. Слой, образовавшийся таким образом, обладает более эффективными защитными свойствами по сравнению с оксидами, которые образуются самопроизвольно на поверхности сплава. Результаты показывают, что после короткоимпульсной лазерной обработки коррозионные свойства всех испытанных образцов улучшаются, что делает этот метод перспективным для дальнейшего изучения [24]. В исследовании [25] изучается влияние муцина, фибриногена и IgG на коррозионное поведение сплава TiNi. Для этого проводились потенциодинамические измерения поляризации в диапазоне развертки от –1000 до 1000 мВ. Результаты влияния различных растворов на потенциодинамическое поляризационное поведение сплава TiNi представлены на рис. 1.

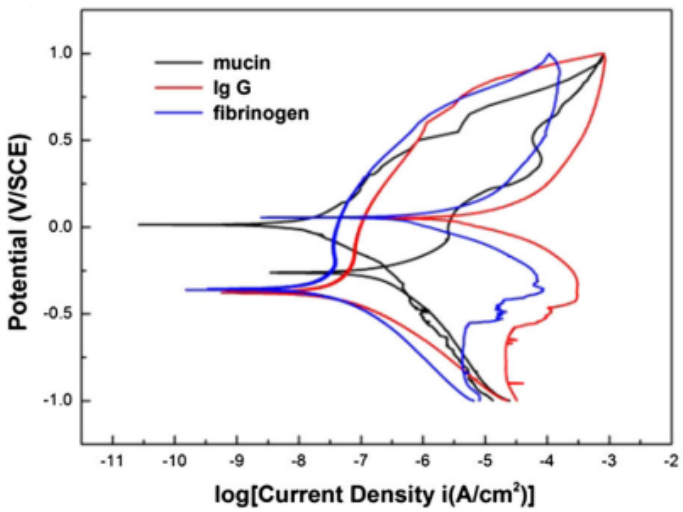


Рис. 1. Потенциодинамические поляризационные кривые сплава TiNi в разных белках [25]

Fig. 1. Potentiodynamic polarization curves of TiNi alloy in different proteins [25]

Поляризационная кривая показала, что потребление кислорода достигает максимального уровня в области катодной поляризации. В зоне анодной поляризации образцы сплава TiNi демонстрировали пассивацию до момента образования питтингов (потенциал питтингообразования) [23]. Коррозионные потенциалы сплава TiNi в присутствии всех трех групп белков оказались выше, чем в чистой воде [25]. Самый высокий коррозионный потенциал в муцине был зафиксирован для всех сплавов никелида титана. Потенциалы коррозии в присутствии иммуноглобулинов G и фибриногена были практически идентичными. В то же время коррозионный потенциал фибриногена оказался максимальным среди всех белковых групп. В течение 28 дней погружения ни у одного образца не наблюдалось очевидных признаков коррозии. Ямки коррозии формировались независимо от присутствия белков. Исследование сплава TiNi в различных белках выявило наличие незначительных и четко выделенных коррозионных дефектов [25].

Несмотря на достаточно большое количество исследований, посвященных влиянию предварительной деформации на коррозионную стойкость сплавов TiNi, доля исследований в средах с присутствием ионов хлора (Cl^-), включая предварительную выдержку в растворе Рингера, остается ограниченной. Поэтому изучение коррозионного воздействия слабоконцентрированного раствора соляной кислоты (HCl) на сплав TiNi с высоким содержанием никеля и различными микроструктурными особенностями представляет собой интересную научную задачу, которой посвящена данная статья.

1. Методика исследований

Для исследования был выбран сплав Ti-50,2 at.% Ni, который имеет аустенитную структуру B2 с объемно-центрированной кубической решеткой типа CsCl при комнатной температуре и вплоть до низких температур. Для получения твердого раствора была проведена закалка из области гомогенности (нагрев при температуре 800 °C в печи Nabertherm в течение 1 ч) в воду. Средний размер зерна закаленного сплава составлял около 52±2 мкм.

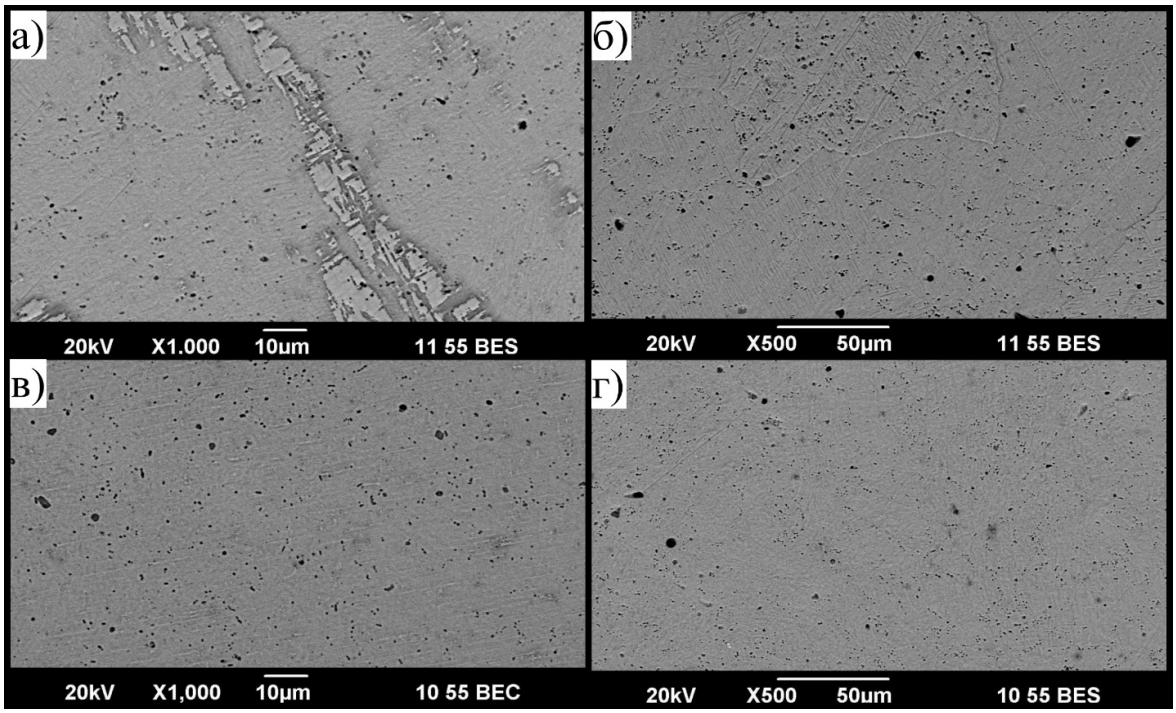


Рис. 2. Исходная микроструктура сплава Ti-50.2 at.% Ni в КЗ и УМЗ состоянии: *а, б – КЗ, в, г – УМЗ*

Fig. 2. Initial microstructure of the Ti-50.2 at.% Ni alloy in the CG and UFG states: *а, б – CG, в, г – UFG*

Для формирования УМЗ структуры закаленные цилиндрические образцы сплава TiNi (Ø20 мм, длина 100 мм) были подвергнуты 8 проходам РКУП по маршруту Вс при температуре 450 °С, угол пересечения каналов (φ) составлял 120° [26, 27]. Размер зерна после РКУП составлял 188±16 нм. Исходная микроструктура этих состояний представлена на рис. 2.

Образцы для исследования были вырезаны на электроэрозионном станке «АРТА ПРО 453». Размеры полученных образцов представлены в табл. 1.

Таблица 1. Размер исследуемых образцов

Table 1. Size of the studied samples

№ образца / Sample No.	1	2	3	4
h, мм / h, mm	1,41	1,4	1,41	1,34
R, мм / R, mm	2,86	2,855	2,855	2,855

Для проведения коррозионных исследований был сначала выбран раствор Рингера объемом 20 мл на каждый образец. Состав раствора Рингера, который сходен по составу с плазмой крови: 9 г – NaCl, 0,2 г – $NaHCO_3$, 0,2 г – $CaCl_2$, 0,2 г – KCl, вода – до 1 л. После выдержки в растворе Рингера внешних изменений и изменений в массе образцов не наблюдалось. После 14 дней выдержки в растворе Рингера образцы были помещены в 1М раствор соляной кислоты объемом 20 мл на каждый исследуемый образец. Выдержка в 1М HCl составляла 9 суток.

На рис. 3 предоставлены снимки исходных образцов в УМЗ (1–2) и КЗ (3–4) состоянии.

Для анализа структуры сплава Ti-50,2 at.% Ni после испытания на коррозию использовался сканирующий электронный микроскоп “TESCAN MIRA” с ускоряющим потенциалом 20 кВ.

Химический состав поверхности исследованных образцов после проведения коррозионных испытаний был изучен с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектрометрии (ЭДРС) на аппаратуре Xplore 30 от Oxford Instruments, а результаты анализа были обработаны в программном комплексе AZtecLive. Для определения микроструктуры использовался сканирующий зондовый микроскоп NT-MDT Integra Prima. Элементный состав продуктов коррозии и поверхности образцов был установлен с помощью рентгеновского фотоэлектронного спектрометра JPS-9010MX производства Jeol Ltd. (Япония), оснащенного монохроматическим источником рентгеновского излучения Mg Kα (hν = 1253,6 эВ), способным генерировать ускоряющее напряжение до 10 кВ и ток до 10 мА.

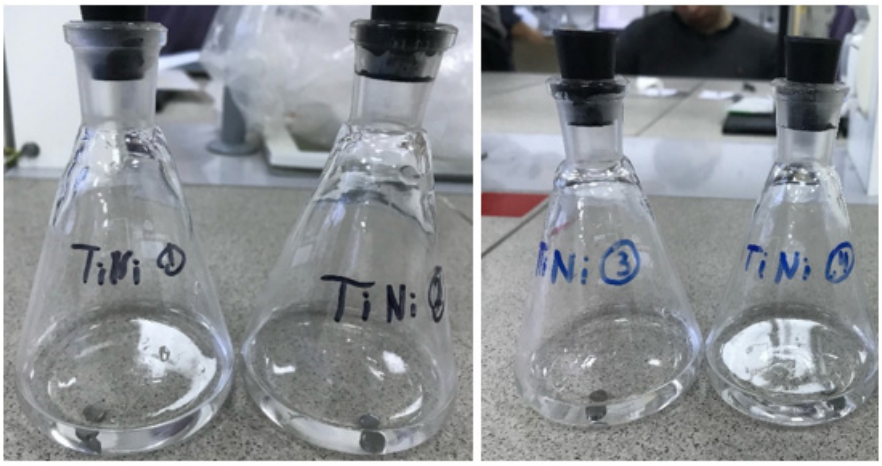


Рис. 3. Образцы сплава Ti-50,2 at.% Ni до коррозионных испытаний

Fig. 3. Samples of the Ti-50.2 at.% Ni alloy before corrosion testing

2. Результаты и их обсуждение

Выявлено, что 1М раствор соляной кислоты после девятидневной выдержки не меняет цвет и не содержит видимых продуктов коррозии. На рис. 4 представлены фотографии поверхности всех исследуемых образцов после коррозионных испытаний.

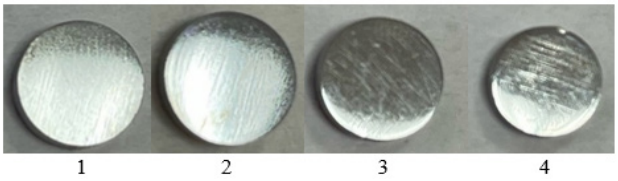
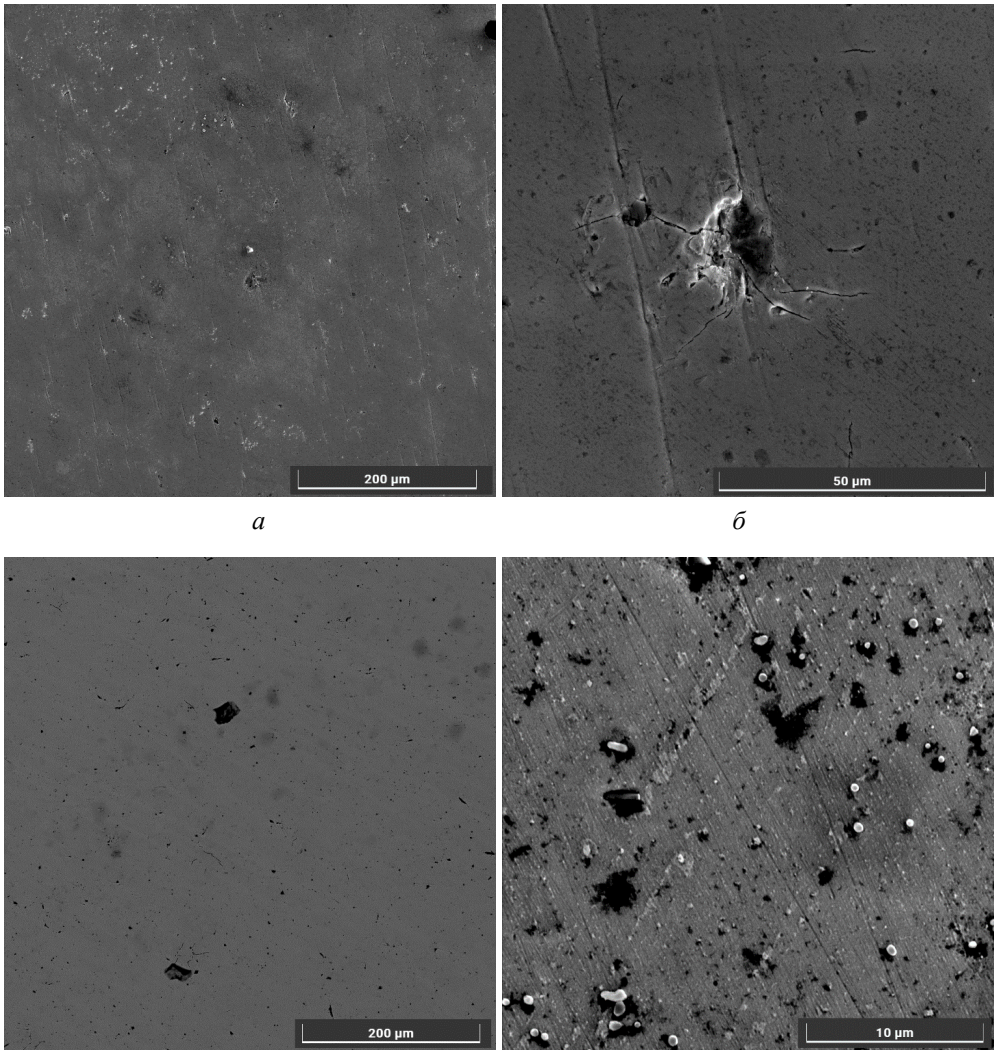


Рис. 4. Макроструктура исследуемых образцов после коррозионных испытаний

Fig. 4. Macrostructure of the studied samples after corrosion tests

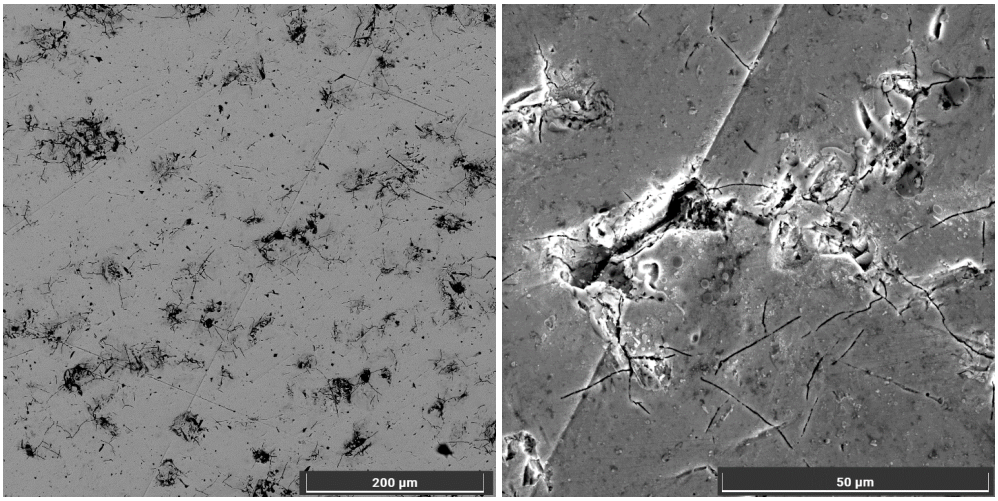
На данных снимках наблюдаются практически неразличимые микроскопические поры, для анализа которых был проведен анализ микроструктуры на сканирующем электронном микроскопе. На рис. 5 представлены снимки поверхности образцов после проведения коррозионных испытаний со сканирующего электронного микроскопа, на которых видны следы питтинговой и межкристаллитной коррозии.

Процесс коррозии сплава Ti-50,2 at.% Ni в кислых растворах происходит по механизму питтинга, что подтверждается фотографиями представленных микроструктур. Этот механизм характеризуется локализованным растворением металла, что приводит к образованию небольших точек коррозии (питтингов) на поверхности образца.

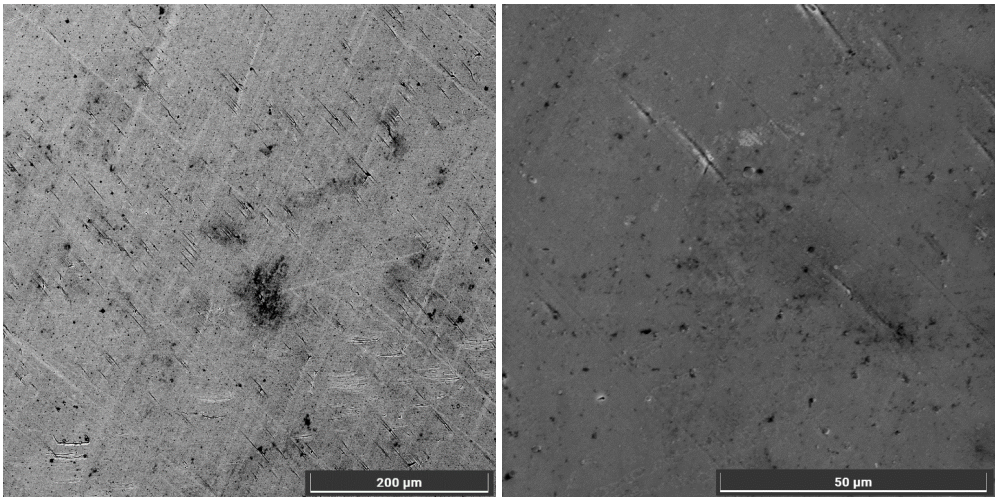


а *б*

в *г*



д *е*

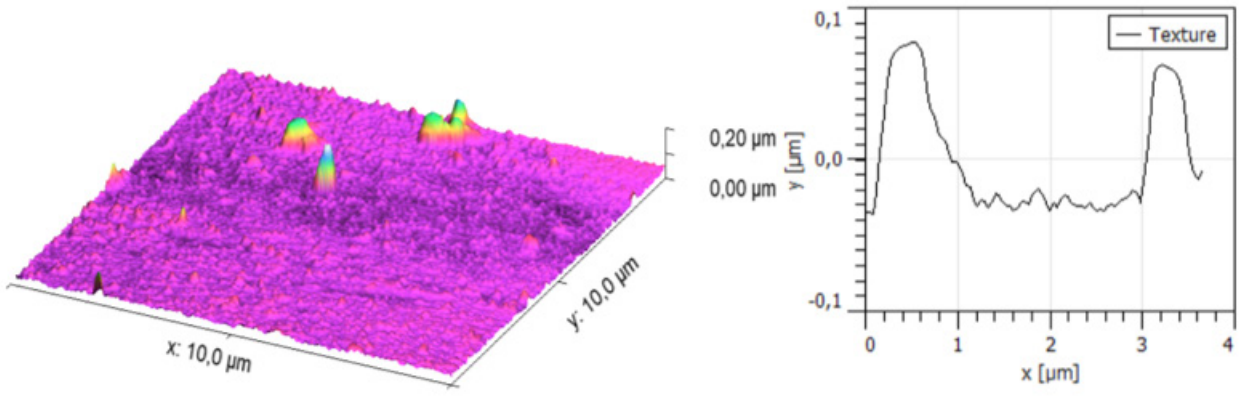


ж *з*

Рис. 5. Поверхность образцов сплава Ti-50,2 at.% Ni после коррозионных испытаний:
а, б – УМЗ №1; в, г – УМЗ №2; д, е – КЗ №1; ж, з – КЗ №2

Fig. 5. Surface of the Ti-50.2 at.%Ni alloy samples after corrosion tests:
а, б – UFG No. 1; в, г – UFG No. 2; д, е – CG No. 1; ж, з – CG No. 2

Для исследования поверхности после проведения коррозионных испытаний была использована атомно-силовая микроскопия. Результаты представлены на рис. 6.



а *б*

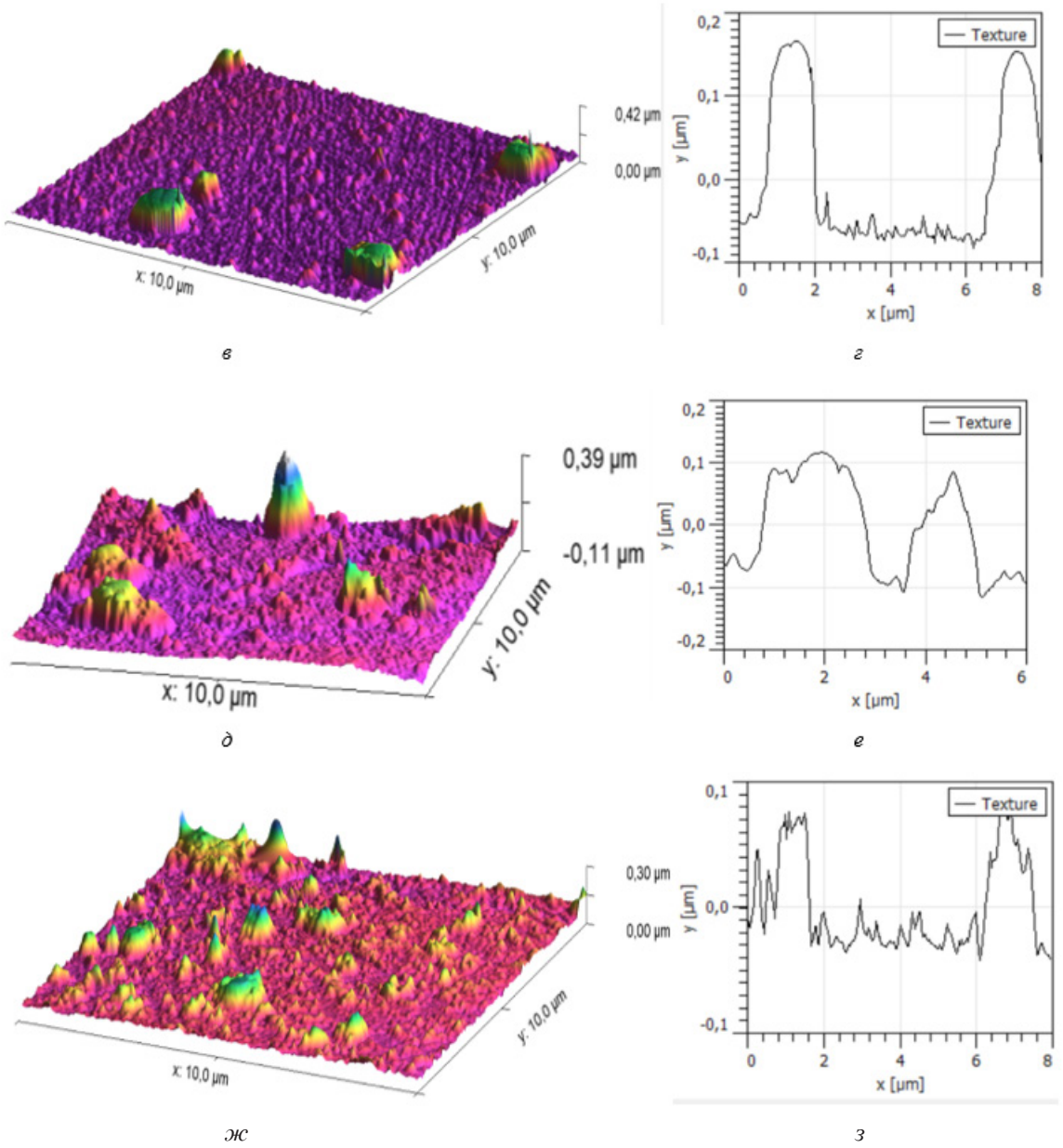
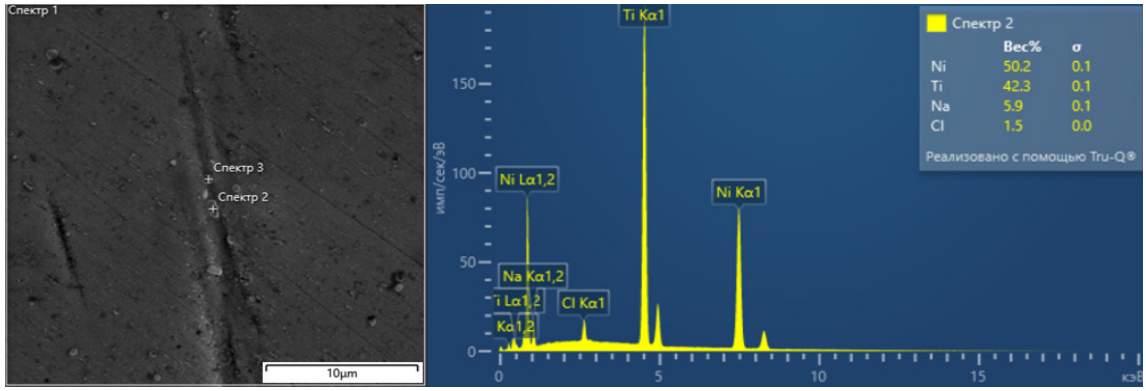


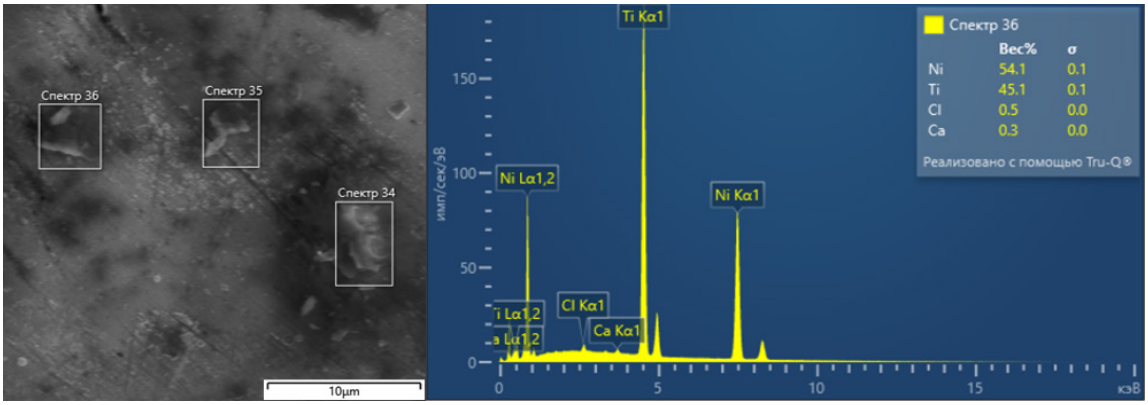
Рис. 6. Данные АСМ поверхности образцов Ti-50.2 at.%Ni после коррозионных испытаний:
а, б – УМЗ №1, в, г – УМЗ №2, д, е – КЗ №1, ж, з – КЗ №2, где а, в, д, ж – 3D изображение поверхности образца, б, г, е, з – графики неровности поверхности образца

Fig. 6. AFM data of the surface of the Ti-50.2 at.% Ni samples after corrosion tests:
а, б – UFG No. 1, в, г – UFG No. 2, д, е – CG No. 1, ж, з – CG No. 2, where а, в, д, ж – 3D image of the sample surface, б, г, е, ж – graphs of the sample surface roughness

По полученным данным, на поверхности были обнаружены продукты коррозии размерами 0,6–1,5 мкм в ширину и 80–250 нм в высоту, для подробного анализа был проведен химический анализ поверхности с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. На поверхности образцов были обнаружены продукты коррозии, на рис. 7 представлены снимки ЭДРС поверхности, содержащие в себе состав обнаруженных частиц из Na и Cl в УМЗ состоянии, и частиц из Ca и Cl в КЗ состоянии, что соответствует составу остаточных частиц, образовавшихся после выдержки в растворе Рингера и соляной кислоты.



а

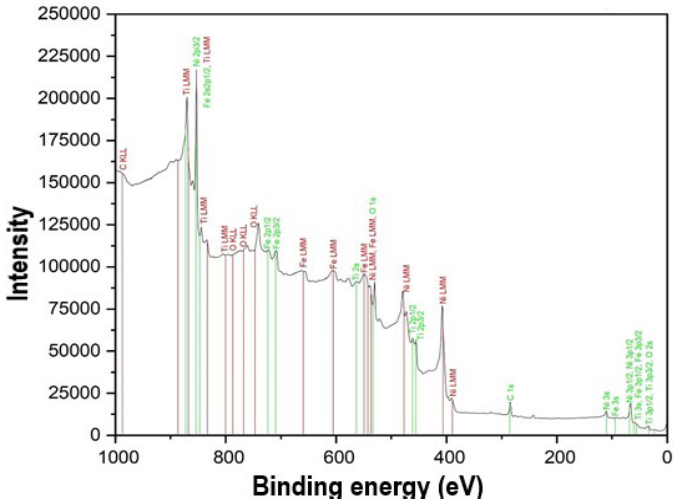


б

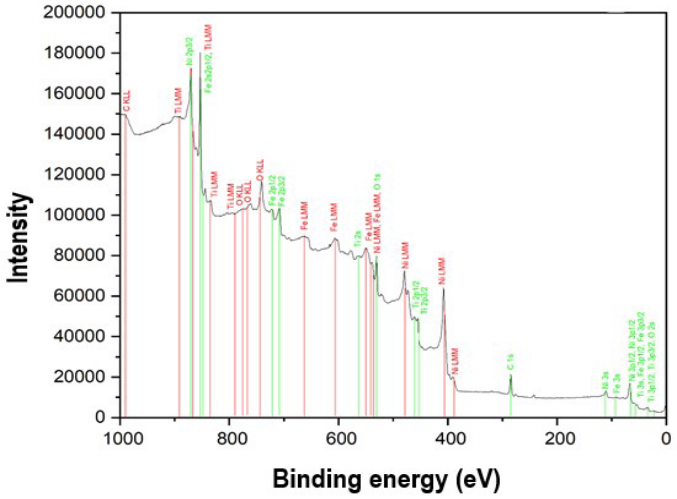
Рис. 7. Структура поверхности и ЭДС частиц сплава Ti-50.2 at.%Ni после коррозионных испытаний:
а – УМЗ, б – КЗ

Fig. 7. Surface structure and EDS of the Ti-50.2 at.%Ni alloy particles after corrosion tests:
а – UFG, б – CG

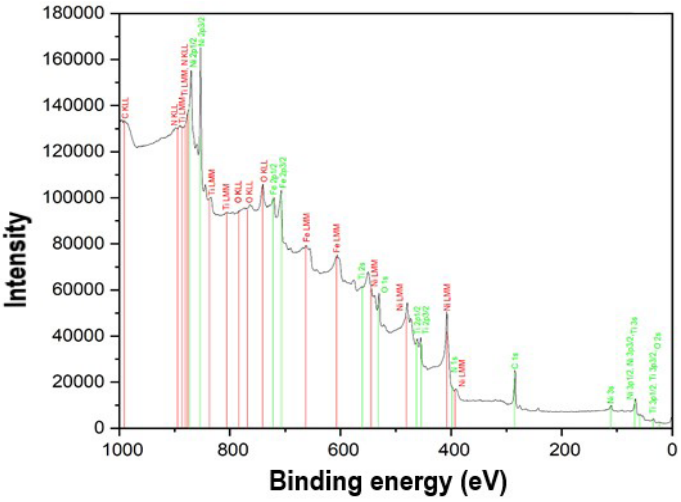
Результаты качественного анализа элементного состава методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии представлены на рис. 8.



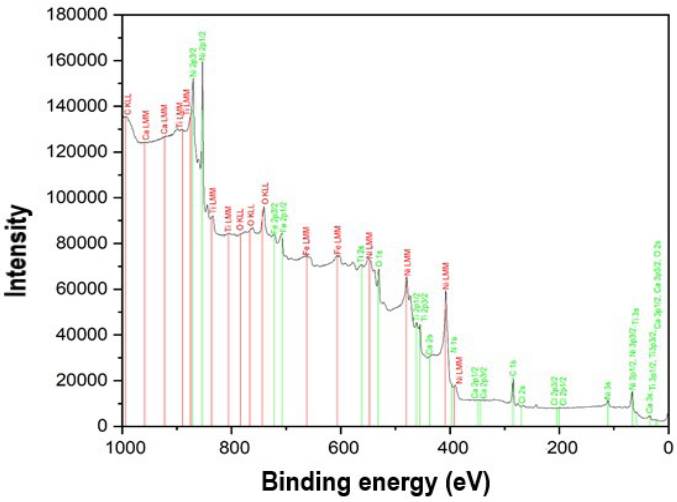
а



б



в



г

Рис. 8. Элементный состав исследуемого сплава Ti-50,2 at.% Ni после коррозионных испытаний:
а – УМЗ №1, б – УМЗ №2, в – КЗ №1, г – КЗ №2

Fig. 8. Elemental composition of the studied alloy Ti-50.2 at.% Ni after corrosion tests:
a – UFG No. 1, б – UFG No. 2, в – CG No. 1, г – CG No. 2

По полученным данным, с РФЭС на поверхности образцов, помимо Ti и Ni, были обнаружены Ca, Cl, Fe, N, C, O, что подтверждает наличие продуктов коррозии. По результатам измерения массы образцов до и после проведения коррозионных испытаний была зафиксирована потеря массы. Для образцов с УМЗ структурой потеря составила 0,12 и 0,24% от исходной массы, для первого и второго образцов соответственно, для образцов с КЗ структурой 0,18–0,21% от исходной массы; данные представлены на рис. 9.

Для определения скорости коррозии, чтобы охарактеризовать потерю массы металлического образца, была использована следующая формула:

$$K = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau}, \quad (1)$$

где K – скорость коррозии; Δm – разница масс до и после; S – площадь поверхности, τ – время проведения испытания.

Полученные данные скорости коррозии для образцов с КЗ структурой составили около 0,93 г/(м²·сут), для образцов с УМЗ структурой показатели скорости составили 0,5535 и 1,1115 г/(м²·сут) для первого и второго образцов соответственно (рис. 10). Данная разница в скоростях заметна на рис. 5 и отражена в количестве и объемной доле питтинговых повреждений при коррозионных воздействиях.

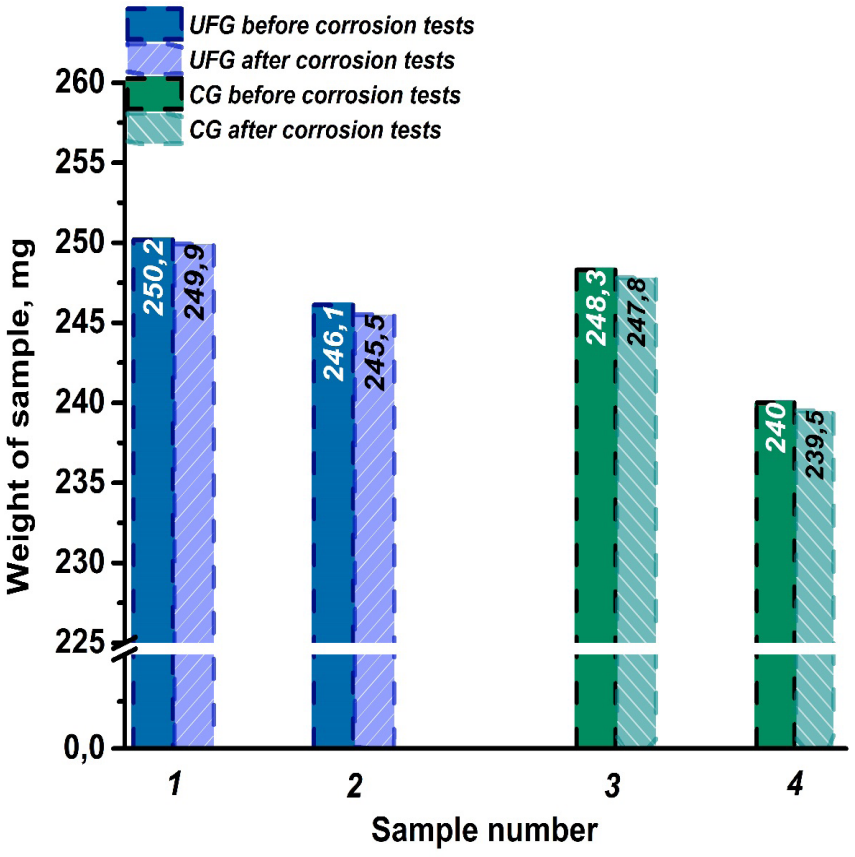


Рис. 9. Изменение массы исследуемых образцов сплава Ti-50,2 at.% Ni

Fig. 9. Change in the mass of the studied samples of the Ti-50.2 at.% Ni alloy

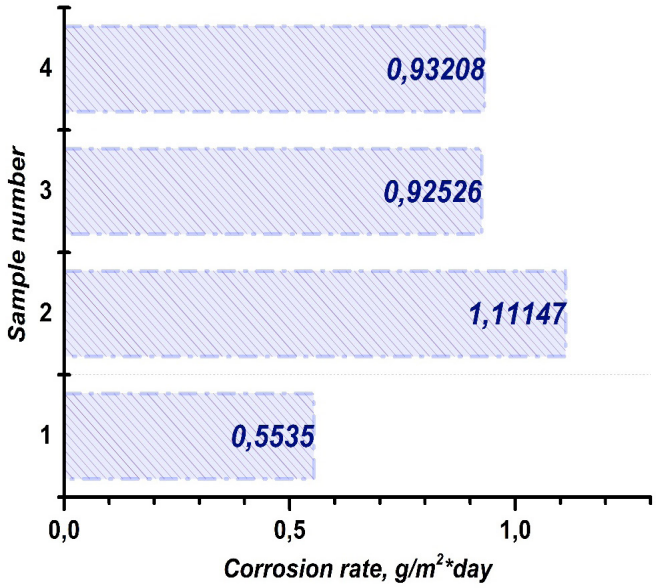


Рис. 10. Гистограмма изменения скорости коррозии исследуемых образцов сплава Ti-50,2 at.% Ni

Fig. 10. Histogram of the change in the corrosion rate of the studied samples of Ti-50.2 at.% Ni alloy

Процесс растворения сплава Ti-50,2 at.% Ni в кислых растворах происходит по механизму образования питтингов, что подтверждается фотографиями представленных микроструктур. Этот механизм характеризуется локализованным растворением металла, что приводит к образованию небольших точек коррозии на поверхности образца. На отдельных участках в крупнозернистом состоянии были обнаружены области межкристаллитной коррозии.

Выводы

1. В работе было проведено исследование коррозионного поведения сплава Ti-50,2 at.% Ni в растворе соляной кислоты концентрацией 1М. Результаты измерения массы образцов до и после коррозионных испытаний показали потерю массы. Для образцов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой потеря массы составила 0,12% и 0,24% от исходной массы для двух разных образцов, а для образцов с крупнозернистой (КЗ) структурой – 0,18–0,21% от исходной массы.

2. Расчет скорости коррозии показал, что для образцов с КЗ структурой она составила примерно 0,93 г/(м²·сут), а для образцов с УМЗ структурой – 0,5535 и 1,1115 г/(м²·сут) для первого и второго образцов соответственно.

3. Анализ фотографий, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии, позволил определить тип коррозии. На фотографиях были обнаружены следы питтинговой коррозии (как для КЗ, так и для УМЗ) и межкристаллитной коррозии (для КЗ).

4. Результаты атомно-силовой микроскопии показали неровности на поверхности образцов с размерами до 1,5 мкм в ширину. Был проведен энерго-дисперсионный анализ поверхности образцов после коррозионных испытаний для выявления продуктов коррозии. Результаты энерго-дисперсионного спектрального анализа и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии подтвердили наличие продуктов коррозии, содержащих ионы натрия, хлора и кальция на поверхности материала.

Благодарности / Acknowledgments

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фон-

да, грант № 22-73-00289, https://rscf.ru/project/22-73-00289/.

The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-73-00289, https://rscf.ru/project/22-73-00289/.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Khachin V. N., Pushin V. G., Kondratyev V. V. Titanium Nickelide: Structure and Properties. Moscow: Nauka, 1992. P. 161.

2. Brailovski V., Prokoshkin, S., Terriaultet, P., Trochu, F. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling, Applications. Montréal: Ecolede technology esuperieure (ETS), 2003. P. 851.

3. Valiev R. Z., Zhilyaev A. P., Langdon T. G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. New Jersey: , 2014. P. 440.

4. Shape Memory Materials / Ed. by K. Otsuka and C. M. Wayman. Cambridge: Cambridge University Press, 1999. P. 284.

5. Ootsuka K., Shimizu K., Suzuki Yu., Sekiguchi Yu., Tadaki Ts., Homma T., Miyazaki S. Alloys with the shape memory effect. Moscow: "Metallurgiya", 1990. P. 224. (In Russian) [Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигути Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миязаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. С. 224].

6. Pushin V. G., Kondratiev V. V., Khachin V. N. Pretransition phenomena and martensitic transformations in titanium nickelide alloys // Izvestiya Vuzov. Physics. 27(5), 5–21 (1985). (In Russian) [Пушин В. Г., Кондратьев В. В., Хачин В. Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения в сплавах на основе никелида титана // Изв. Вузов. Физика. 27(5), 5–21 (1985)].

7. Brailovski V., Khmelevskaya I. Y., Prokoshkin S. D., Pushin V. G., Ryklina E. P., Valiev R. Z. Foundations of heat and thermomechanical treatments and their effect on the structure and properties of titanium-nickelide based alloys // Physics of Metals and Metallography, 97(1), 3-55 (2004).

8. Zhuravlev V. N., Pushin V. G. Alloys with thermomechanical memory and their application in medicine. Yekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2000. P. 148. (In Russian) [Журавлев В. Н., Пушин В. Г. Сплавы с термомеханической памятью и их применение в медицине. Екатеринбург: УрО РАН, 2000. С. 148].

9. Chumlyakov, Yu.I. Dependence of shape memory effect and superelasticity on the number of variants of dispersed particles in of titanium-nickel single crystals // Doklady Physics. 47(7), 510–514 (2002). (In Russian) [Чумляков Ю. И., Панченко Е. Ю., Киреева И. В., Ефименко С. П., Аксенов В. Б., Сехитоглу Х. Зависимость эффектов памяти формы и сверхэластичности от числа вариантов дисперсных частиц в монокристаллах никелида титана // ДАН. 385(2). 181–185 (2002)].

10. Tadaki, T., Nakata Y., Shimizu K., Otsuka K. Crystal structure, composition and morphology of a precipitate in an aged Ti-51at.%Ni shape memory alloy // Materials Transactions, JIM. 27(10), 731–740 (1986).

11. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progress in Materials Science. 50, 511–678 (2005).

12. Pushin V. G., Valiev R. Z., Zhu Y. T., Prokoshkin S. D., Gunderov D. V., Yurchenko L. I. Effect of equal channel angular pressing and repeated rolling on structure, phase transformations and properties of TiNi shape memory alloys // Materials Science Forum. 503–504, 539–544 (2006).

13. Koike J., Parkin D. M., Nastasi M. Crystal to amorphous transformation of NiTi induced by cold rolling // Journal of Materials Research 5(7) 1414–1418 (1990).

14. Khmelevskaya, I. Yu., Prokoshkin S. D., Trubitsyna I. B., Belousov M. N., Dobatkin S. V., Tatyanin E. V., Korotitskiy A. V., Brailovski V., Stolyarov V. V., Prokofiev E. A. Structure and properties of Ti-Ni-based alloys after equal-channel angular pressing and high-pressure torsion // Materials Science and Engineering A. 481–482, 119–122 (2008).

15. Pushin V. G., Stolyarov V. V., Valiev R. Z., Kourov N. I., Kuranova N. N., Prokofiev E. A., Yurchenko L. I. Development of methods of severe plastic deformation for the production of high-strength alloys based on titanium nickelide with a shape memory effect // Physics of Metals and Metallography. 94, 554–568 (2002).

16. Lotkov A. I., Grishkov V. N., Dudarev E. F., Koval Yu. N., Girsova N. V., Kashin O. A., Tabachenko A. N., Firstov G. S., Timkin V. N., Zhapova D. Yu. Ultrafine grained structure and martensitic transformations in titanium nickelide after warm abc-pressing // Perspective materials. 3, 98–107 (2011). (In Russian) [Лотков А. И., Гришков В. Н., Дударев Е. Ф., Коваль Ю. Н., Гирсова Н. В., Кашин О. А., Табаченко А. Н., Фирстов Г. С., Тимкин В. Н., Жапова Д. Ю. Ультрамелкозернистая структура и мартенситные превращения в никелиде титана после теплого abc-прессования // Перспективные материалы. 3, 98–107 (2011).

17. Churakova A. A., Gunderov D. V. Microstructural and Mechanical Stability of a Ti-50.8 at.% Ni Shape Memory Alloy Achieved by Thermal Cycling with a Large Number of Cycles // Metals. 10(2), 227 (2020).

18. Shape memory alloys (Nitinol Ni-Ti) / NiTiMET Company group [Electronic resource] URL: http://niti-met.ru/niti.php. (in Russian) [Сплавы с памятью формы (Нитинол Ni-Ti) / NiTiMET Company group [Электронный ресурс] URL: http://niti-met.ru/niti.php].

19. Flomenblit D., Budigina N. Implantable medical devices made of shape-remembering alloy / Patent C22F 1/00, 12.10.2001. (In Russian) [Фломенблит Д., Будиджина Н. Имплантируемые медицинские устройства из сплава с запоминанием формы / Патент C22F 1/00, 10.12.2001].

20. Khalov, M.O. Prospects for the use of titanium nickelide-based memory alloys in aerospace devices / M.O. Khalov // "Trudy MAI". 55, 1–10 (2012). (In Russian) Халов М. О. Перспективы применения сплавов с памятью на основе никелида титана в устройствах аэрокосмического назначения // Труды МАИ. 55, 1–10 (2012)].

21. Shabalovskaya S. A. On the nature of the biocompatibility and on medical applications of NiTi shape memory and superelastic alloys // Biomed. Mater. Eng. 6(4), 267–289 (1996). PMID: 8980835.

22. Kayumova E. M., Churakova A. A., Latypov O. R. Comparison of the corrosion behavior of the TiNi alloy in the coarse-grained and ultrafine-grained state // Journal of Physics: Conference Series. 2124(1), 12026 (2021).

23. Churakova A. A., Iskhakova, E. I. Analysis of the corrosion behavior of Ti49.1Ni50.9 alloy after electrochemical tests // Materials. Technologies. Design. 6 1(16), 59–71 (2024). https://doi.org/10.54708/26587572_2024_611659. (In Russian) [Чуракова А. А., Исхакова Э. И. Анализ коррозионного поведения сплава Ti49.1Ni50.9 после электрохимических испытаний // Materials. Technologies. Design. 6 1(16), 59–71 (2024)]. https://doi.org/10.54708/26587572_2024_611659

24. Markov A. V., Bashkova I. O., Molin I. A. Investigation of the corrosion and electrochemical properties of titanium nickelide TiNi // Proceedings of All-Rissian Science Conference of Physics StudentsNKSF – 23. Yekaterinburg, 2017. P. 324. (In Russian) [Марков А. В. , Башкова И. О., Молин И. А. Исследование коррозионных и электрохимических свойств никелида титана TiNi // ВНКСФ – 23. Екатеринбург, 2017. С. 324].

25. Zhang C., Xiao Y., Lui Ch., Lui C. The effect of mucin, fibrinogen and IgG on the corrosion behaviour of Ni–Ti alloy // Biometals. 30(3), 367–377 (2017).

26. Churakova A., Gunderov D., Kayumova E. The Investigation of Microstructure and Mechanical Behavior and the Fractographic Analysis of the Ti49.1Ni50.9 Alloy in States with Different Activation Deformation Volumes /// Applied Sciences (Switzerland). 11(7), 3052 (2021).

27. Churakova, A. A., Kayumova E. M. Microstructural stability of ti-50.8 at.% ni alloy achieved by thermal cycling // Materials. Technologies. Design. 4 4(10), 63–75 (2022). https://doi.org/10.54708/26587572_2022_441063. (In Russian) [Чуракова А. А., Каюмова Э. М. Микроструктурная стабильность сплава Ti-50,8 ат.% Ni, достигнутая методом термоциклирования // Materials. Technologies. Design. 4 4(10), 63–75 (2022)]. https://doi.org/10.54708/26587572_2022_441063.