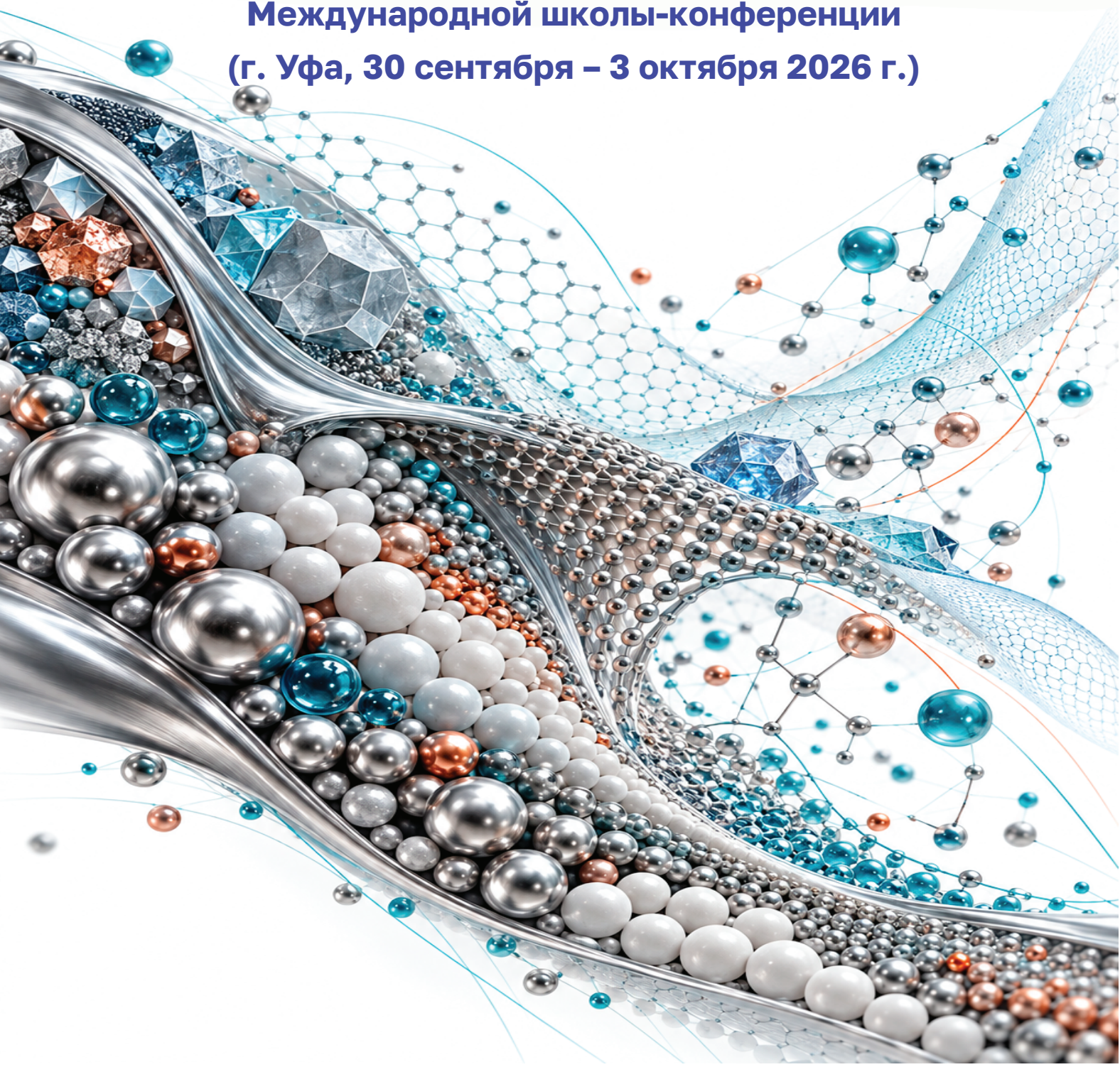


UUST NANOMATERIALS DAYS

Материалы

Международной школы-конференции
(г. Уфа, 30 сентября – 3 октября 2026 г.)



Министерство науки и высшего образования РФ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Уфимский университет науки и технологий»
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
Академия Наук Республики Башкортостан
Университет Чанчжоу

UUST NANOMATERIALS DAYS

Материалы
Международной школы-конференции
(г. Уфа, 30 сентября – 3 октября 2026 г.)

Научное электронное издание сетевого доступа

Уфа
Уфимский университет
2026

УДК 620.22
ББК 30.3
У88

*Публикуется по решению кафедры материаловедения
и физики металлов УУНиТ.
Протокол № 1 от 31.08.2026 г.*

Редакционная коллегия:

*д-р техн. наук, профессор Е. В. Парфенов (отв. редактор);
д-р физ.-мат. наук, профессор Р. З. Валиев (отв. редактор);
д-р физ.-мат. наук, профессор Н. А. Еникеев (отв. редактор);
канд. техн. наук, доцент Э. Д. Хафизова (отв. редактор);
канд. техн. наук, доцент Ю. М. Модина (отв. редактор)*

У88 UUST Nanomaterials Days: материалы Международной школы-конференции (г. Уфа, 30 сентября – 3 октября 2026 г.) / отв. ред.: Е. В. Парфенов, Р. З. Валиев, Н. А. Еникеев, Э. Д. Хафизова, Ю. М. Модина [Электронный ресурс] / Уфимск. ун-т науки и технологий. – Уфа: Уфимский университет, 2026. – 242 с. – URL: <https://uust.ru/media/documents/digital-publications/2026/247.pdf> – Загл. с титула экрана.
ISBN 978-5-7477-6492-7

Представленные доклады посвящены широкому кругу проблем современного материаловедения: объёмным наноструктурным материалам и их структуре и свойствам, современным медицинским материалам и покрытиям, технологиям производства функциональных металлических и керамических наноматериалов, прикладной химии и производственной безопасности, а также современным методам обработки материалов, сверхпластичности металлов и сплавов, наноматериалам (получение, структура, свойства) и модификации поверхности физико-химическими методами.

Предназначен для интересующихся проблемами современного материаловедения. Материалы публикуются в авторской редакции.

УДК 620.22
ББК 30.3

ISBN 978-5-7477-6492-7

© Уфимский университет, 2026

FEATURES OF THE FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE OF THE BIORESORBABLE ZN-1%FE-1%MG ALLOY AFTER HPT**Abdrakhmanova E.D.^{1,2}, Khafizova E.D.^{2,3}, Li Zhen¹, Li Li¹, Liang Yingru¹, Meng Zhang¹**¹*Harbin engineering university, China*²*Ufa University of science and technology, Russia*³*National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia*

elmira.abdr2019@mail.ru

During the development of new materials for temporary bioresorbable implants, researchers aim to enhance the mechanical properties of the product through alloying. The most studied systems include Zn-Mg, Mg-Zn-Ca, Zn-Ag-Cu, and others [1]. Due to the low solubility of alloying elements in the base material matrix, various intermetallic phases form, which exhibit significant property differences.

On the one hand, this allows for an improvement in mechanical properties and an increase in the material's ultimate tensile strength and yield strength by creating barriers to dislocation movement with these phase inclusions. On the other hand, these phases can exacerbate the inflammatory response in the body, as dissolving them requires considerably more resources from the body [2, 3].

The study examines the possibility of reducing the size of intermetallic particles using the method of high-pressure torsion (HPT), which could potentially decrease the inflammatory reaction in the future.

The HPT was carried out at the “SCRUDZH-200” installation in the UUST at room temperature, the number of revolutions was 1, 5 and 10, with an applied pressure of 6 GPa, and the deformation rate was 1 rpm. Microstructure studies and EDS analysis were performed using a FEI Talos F200X G2 transmission electron microscope (THERMOFISHER SCIENTIFIC, USA) at Harbin Engineering University.

During the deformation process, the grain structure was refined and the $\text{Zn}+\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ eutectic structure was partially dissolved in the matrix. Under the influence of high pressures, the MgZn_2 phase of spherical morphology with a diameter of 1-3 microns precipitated. The refinement of particles of the intermetallic phase FeZn_{13} was also achieved (Fig. 1).

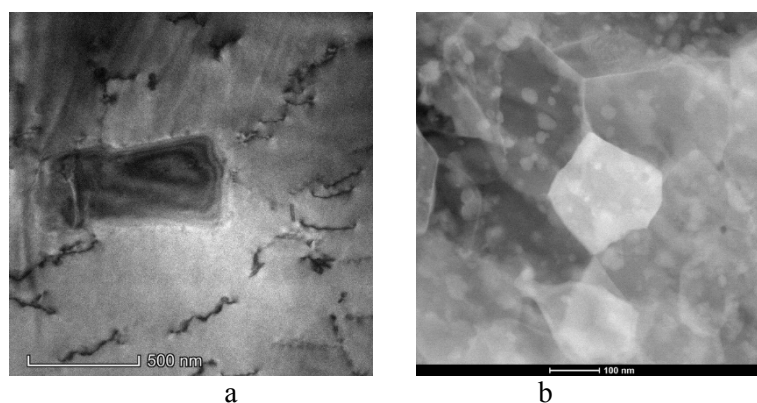


Figure 1. Microstructure of the Zn-1%Fe-1%Mg alloy: a – image of the structure in its initial state, b – microstructure after 5 revolutions of HPT.

It has been established that the use of HPT leads to a phase transformation, namely the partial dissolution of the eutectic structural component in the matrix of the material and the

release of MgZn_2 of spherical morphology. The refinement of FeZn_{13} particles has been achieved.

The research part of the work was performed using the equipment of the "International Joint Laboratory of Advanced Bulk Nanomaterials for Innovative Applications" of Harbin Engineering University.

References:

1. Yuan K., Deng Ch., Tan L. et al. Structural and temporal dynamics analysis of zinc-based biomaterials: History, research hotspots and emerging trends. – *Bioactive Materials*. – 2024. – Vol. 35. – P. 306-329, <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2024.01.017>
2. Hualan Jin, Shan Zhao, Roger Guillory, Patrick K. Bowen, Zhiyong Yin, Adam Griebel, Jeremy Schaffer, Elisha J. Earley, Jeremy Goldman, Jaroslaw W. Drelich, Novel high-strength, low-alloys Zn-Mg (<0.1wt% Mg) and their arterial biodegradation, *Materials Science and Engineering: C*, Volume 84, 2018, Pages 67-79, <https://doi.org/10.1016/j.msec.2017.11.021>
3. Guillory, R.J., Oliver, A.A., Davis, E.K. *et al.* Preclinical In Vivo Evaluation and Screening of Zinc-Based Degradable Metals for Endovascular Stents. *JOM* **71**, 1436–1446 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11837-019-03371-5>

STRAIN LOCALIZATION DURING HIGH-PRESSURE TORSION OF SOME METALS AND ALLOYS

Gunderov D.V.^{1,2}, Kaveh Edalati³, Asfandiyarov R.N.^{1,2}, Sergeev S.N.², Kadirov P.O.⁴, Sharafutdinov A.V.², Valiev R.Z.²

¹ Institute of Molecule and Crystal Physics, Ufa Federal Research Center, Ufa, Russia, 450075

² Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia, 450008

³ WPI, International Institute for Carbon-Neutral Energy Research (WPI-I2CNER), Kyushu University, Fukuoka 819-0395, Japan

⁴ National University of Science and Technology, Moscow, Russia, 119049
dimagun@mail.ru

High-Pressure Torsion (HPT) is an effective method for refining the structure of metallic materials down to the nanocrystalline state [1]. However, a number of studies have demonstrated that the actual shear strain achieved during the HPT process for some metals and alloys is significantly lower than theoretically expected [2,3]. It has been suggested, in some studies, that this discrepancy is caused by a slippage effect [2,3]. To clarify this issue, in the present work, the joint HPT of two half-disks [2] was employed.

The HPT processing was carried out at Kyushu University, Fukuoka, Japan. The HPT featured upper and lower anvils of WC-11Co (wt., %) with grooves with a roughness of 25 μm , a diameter of $d = 10$ mm, and a depth of $h = 0,25$ mm. HPT was performed at room temperature under a nominal pressure of $P = 6$ GPa, with $n = 0,25$ turns and an anvil rotation speed was $\omega = 0,5$ rpm.

The investigations revealed that in samples of the Fe-30Mn-5Si alloy (wt., %) [4], a bioresorbable alloy with an FCC lattice and high strength, and $\text{Zr}_{62}\text{Cu}_{22}\text{Al}_{10}\text{Fe}_5\text{Dy}_1$ bulk metallic glass (BMG), a high-strength amorphous material, slippage was not detected, but shear strain was also minimal within the bulk of the sample after HPT processing. Figure 1 presents a photograph from one of the experiments with the FeMnSi alloy disk halves after joint HPT at $n = 0.25$. Examination of lines between the two halves on the upper and lower surfaces of disks confirmed a 90° difference, suggesting the absence of slippage between the disk and the anvil. However, "tongues" (layers up to 5 mm in length) are observed, together with areas on the surfaces of the halves from which this layer has detached (Fig. 1). In these areas, no imprint of the anvil relief is observed. The edges of the halves have not shifted relative to each other. This indicates that negligible torsion occurred within the bulk of the sample. Thus, the actual shear strain achieved during HPT in this case is significantly lower than expected. The strain in these materials under HPT is localized in the near-surface zone of the samples adjacent to the anvils.

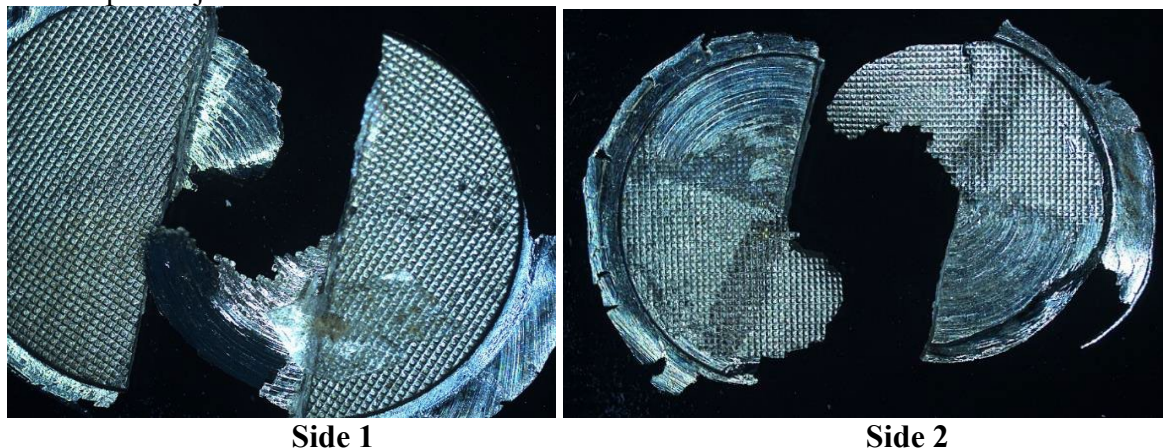


Figure 1. OM images of the obtained FeMnSi halves after joint HPT with $n=0,25$

Strain localization was not detected in medium-strength copper. Therefore, the phenomenon of strain localization in the near-surface region of samples under HPT appears to be determined by the mechanical properties of the material. It should also be noted that, although the actual shear strain achieved in the bulk of many materials was considerably lower than theoretically expected, a nanostructured state was nonetheless formed in these metals and alloys during the HPT process.

In paper [5], possible modes of HPT were analyzed based on the obtained results. The simulation showed that for larger values of rotation angle θ (3.5π) and small values of strain rate sensitivity, deformation becomes localized around the geometrical shear plane.

The research was carried out with the support of RSF № 22-19-00347

References:

1. Zhilyaev A. P. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications / A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon // *Progress in Materials Science*. — 2008. — Vol. 53, № 6. — P. 893–979.
2. Adachi N. Cause of hardening and softening in the bulk glassy alloy $Zr_{50}Cu_{40}Al_{10}$ after high-pressure torsion / N. Adachi, Y. Todaka, Y. Yokoyama, M. Umemoto // *Materials Science and Engineering: A*. — 2015. — Vol. 627. — P. 171–181.
3. Gunderov D. V. Slippage during high-pressure torsion: accumulative high-pressure torsion — overview of the latest results / D. V. Gunderov, R. N. Asfandiyarov, V. V. Astanin, A. V. Sharafutdinov // *Metals*. — 2023. — Vol. 13, № 8. — P. 1340.
4. Kadirov P., Zhukova Y., Gunderov D., Antipina M., Teplyakova T., Tabachkova N., Baranova A., Gunderova S., Pustov Y., Prokoshkin S. Effect of Accumulative High-Pressure Torsion on Structure and Electrochemical Behavior of Biodegradable Fe-30Mn-5Si (wt.%) Alloy // *Crystals*. — 2025. — Vol. 15, № 4. — Art. 351.
5. Kulagin R. Modelling of high pressure torsion using FEM / R. Kulagin, Y. Beygelzimer, Y. Ivanisenko, A. Mazilkin, H. Hahn // *Procedia Engineering*. — 2017. — Vol. 207. — P. 1445–1450.

**STRUCTURAL RESPONSE OF A P92-TYPE CREEP-RESISTANT MARTENSITIC
STEEL TO LASER POWDER BED FUSION**

**Kalinenko A.A., Nikitin I.S., Dolzhenko P.D., Borisov S.I., Zuiko I.S.,
Fedoseeva A.E., Mironov S.Y.**

*Belgorod National Research University, Belgorod, Russia
S-72@mail.ru*

Type P92 steels belong to a recent generation of martensitic steels, which exhibit good creep rupture strength and oxidation resistance at extreme steam parameters. Hence, the application of this material in the power generation industry allows drastically improving the plant energy efficiency. Given the significant potential of these steels, it is of interest to evaluate their suitability for an advanced laser powder bed fusion (L-PBF) technology.

In a previous study, an optimal L-PBF condition was established, which provided a level of residual porosity below 0.05 vol.%. This work focused on the effect of L-PBF on microstructure of the as-built part. To provide thorough insight into the evolved microstructure, various characterization techniques were applied, including optical microscopy, back-scatter electron (BSE) imaging, energy-dispersive x-ray spectroscopy (EDS), electron backscatter diffraction (EBSD), and transmission electron microscopy (TEM).

It was found that L-PBF resulted in a characteristic meso-scale “fish scale” structure. Remarkably, a typical width of the local molten pools was comparable with a laser beam diameter ($\sim 100\ \mu\text{m}$), while a typical depth significantly exceeded the nominal powder layer thickness. The latter observation was attributed to the several melting-to-solidification cycles experienced by material during L-PBF.

EDS mapping revealed a nearly uniform distribution of alloying elements in the L-PBF'ed material. On the other hand, a minor content of second-phase particles enriched by chromium, silicon, and oxygen was found.

EBSD measurements showed that the L-PBF'ed material was dominated by δ -ferrite phase. Only negligible fraction of grain-boundary austenite was detected. Remarkable, the typical grain size was close to the typical molten pool width, so the so-called “mosaic” structure was produced. On the other hand, the coarse δ -ferrite dendrites contained a dense subboundary structure, which likely originated from the local fluctuations of thermal field within the local molten pools during L-PBF. Of particular interest was the development of a three-component $\langle 100 \rangle$ solidification texture, which was aligned with building directions and two laser motion directions.

Importantly, the dislocation density within δ -ferrite was as high as $\sim 5 \times 10^{14}\ \text{m}^{-2}$, presumably due to the relatively high solidification rate, which is intrinsic to L-PBF. A precipitation of nanoscale NbX particles within the δ -ferrite was also noteworthy.

This study was supported by a grant from the Russian Science Foundation No. 25-19-00098. The experimental work was conducted using equipment from the Joint Research Center "Technology and Materials" at Belgorod State National Research University.

EFFECTS OF ECAP ON PHASE COMPOSITION, MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF Ti-2Fe-0.1B-xH ALLOYS**Meng K.¹, Yu Lu², Yuecheng Dong Y., Alexandrov I.V.¹**¹*Department of Materials Science and Metal Physics, Ufa University of Science and Technology, 32 Zaki Validi St., 450076 Ufa, Russia,*²*College of Materials Science and Engineering/Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China, 19172026074@163.com*

Titanium and titanium alloys are important metallic materials. They are based on titanium and usually contain alloying elements such as Al, V, Fe, Mo, and Nb. They have low density, high specific strength, good corrosion resistance, and excellent biocompatibility. However, the extraction, melting, and processing of titanium are complex. This limits its large-scale application. At the same time, it is known that hydrogenation and severe plastic deformation increase the machinability and strength of titanium alloys.

A low-cost Ti-2Fe-0.1B alloy was selected as the research material in this study. Ultrafine-grained nanocrystalline microstructures were prepared by combining hydrogenation treatment and equal-channel angular pressing (ECAP). The phase composition, microstructural evolution and microhardness of nanocrystalline titanium alloys with different hydrogen contents were systematically investigated.

The Ti-2Fe-0.1B-xH alloys containing 0, 0.3, 0.5, and 0.7 wt.% H were prepared by gas-phase hydrogenation at 700 °C. To investigate the effects of ECAP on the phase composition, microstructure, and microhardness of the alloys were subjected to four ECAP passes via route B_c at 530 °C. The samples were characterized by X-ray diffraction, transmission electron microscopy, selected-area electron diffraction, EDS elemental mapping, and microhardness testing.

The results showed that the Ti-2Fe-0.1B alloy after ECAP mainly consists of α phase with a small amount of β phase. Its phase composition is similar to that of the Ti-2Fe-0.1B alloy without ECAP deformation. When hydrogen with a mass fraction of 0.3% is added, the content of β phase rises from 1.8% to 13.3%. ECAP breaks and refines the initial microstructure. It reduces grain size, and promotes the formation of subgrains and local dynamic recrystallization. The initial grain size of the Ti-2Fe-0.1B alloy is 1.72 μm . After ECAP, its grain size decreases to 0.73 μm . The Ti-2Fe-0.1B-0.3H alloy presents an acicular microstructure with a grain size of 1.05 μm . After ECAP treatment, the Ti-2Fe-0.1B-0.3H alloy shows equiaxed grains ranging from 600 nm to 800 nm. The TiB phase remains stable in this alloy. In contrast, alloys containing 0.5 wt.% H and 0.7 wt.% H are dominated by refined lamellar and acicular microstructures. These alloys have high dislocation density and δ hydrides. Appropriate hydrogen addition can refine grains, improve the stability of β phase, and induce the generation of a small amount of δ hydrides. As hydrogen content increases, more δ hydrides precipitate. Lattice distortion and structural disorder become more serious. The alloys gradually form a multiphase system composed of α phase, β phase, δ hydrides and TiB phase. Microhardness increases after ECAP and rises continuously with the growth of hydrogen content. The microhardness of the original Ti-2Fe-0.1B alloy is 184 HV. The microhardness of ECAP-processed Ti-2Fe-0.1B alloy reaches 228 HV. The microhardness of Ti-2Fe-0.1B-0.7H alloy is up to 406 HV, with an increase of about 77.9%. The above results demonstrate that ECAP treatment significantly changes the phase content, microstructure and microhardness of Ti-2Fe-0.1B-xH alloys.

**SURFACE MODIFICATION OF MAGNESIUM ALLOYS
FOR TEMPORARY IMPLANT APPLICATIONS****Mohankumar N.¹, Vipin V.P.¹, Rameshbabu N.¹, Parfenov E.V.²**¹*Department of Metallurgical and Materials Engineering,
National Institute of Technology Tiruchirappalli, Tiruchirappalli, India*²*Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia
nrb@nitt.edu (presenting author)*

Temporary implants play a crucial role in modern biomedical applications by providing structural support during the healing process and eliminating the need for secondary (revision) surgeries for implant removal. Metallic biomaterials have gained significant attention in the field of temporary orthopaedic implants due to their mechanical strength and functional performance. Among the metallic biomaterials, magnesium and its alloys stand out as promising candidates owing to their biodegradability, biocompatibility, and mechanical properties that closely resemble those of natural bone. However, their rapid degradation in physiological environments presents a major limitation, leading to premature loss of mechanical integrity and adverse biological responses.

To overcome these limitations, surface modification techniques such as Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) have been widely investigated. PEO facilitates the formation of a dense, adherent oxide layer, which significantly enhances the biodegradation resistance of magnesium alloys. Furthermore, incorporating micron-, submicron-, and nanosized bioactive particles into composite oxide coatings not only improves corrosion resistance but also enhances cell compatibility and bioactivity, thereby making these materials more suitable for biomedical applications. The results obtained earlier on MgCa, ZM21, ZE41, AZ31 and other alloys form a solid foundation for application of PEO technology. Therefore, this approach offers a promising pathway for optimising the performance of magnesium-based temporary implants in clinical settings.

UDC 669.017.15

SYNERGISTIC ENHANCEMENT OF OXIDATION RESISTANCE AND MECHANICAL STRENGTH IN L₂₁-STRENGTHENED LIGHTWEIGHT HIGH-ENTROPY ALLOYS VIA Mn/Cr RATIO ENGINEERING

Shao Lipeng¹, Wei Wei¹, Sun Wenwen², An Xulong¹

¹*School of Materials Science and Engineering, CNPC-CZU Innovation Alliance, Changzhou University, Changzhou, China*

²*School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing, China*
781483770@qq.com

Lightweight high-entropy alloys LWHEAs with superior high-temperature oxidation resistance and excellent mechanical properties are highly promising candidate structural materials for high-temperature service scenarios such as aero-engine hot-end components and industrial high-temperature furnaces.

This study systematically investigated the influence of Mn:Cr ratio variation in the Mn-Cr rich BCC matrix phase on the high-temperature oxidation resistance and mechanical properties of L₂₁-strengthened Al₂₀Fe₅₀Cr_xMn_{25-x}Ti₅ (x=15, 25at.%) lightweight high-entropy alloys under a 168-hour isothermal oxidation condition at 900 °C. The results indicate that with the reduction of the Mn:Cr ratio, harmful oxides such as Mn₂O₃, MnO₂, and spinel-type phases are progressively suppressed or even eliminated. Simultaneously, the dissolution kinetics of Al-Ti rich L₂₁ nano-precipitates in the x=25at.% alloy (i.e., Cr25Mn0) are significantly accelerated at elevated temperatures, leading to increased Al supply and promoting the formation of a thicker and more protective Al₂O₃ oxide layer. The oxidation rate constant k_p of Cr25Mn0 was measured to be $3.61 \times 10^{-7} \text{ mg}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$, which is approximately one order of magnitude lower than that of Cr15Mn10 ($1.38 \times 10^{-6} \text{ mg}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$), demonstrating a substantial enhancement in oxidation resistance. Moreover, the decreasing Mn:Cr ratio enhances the solid-solution strengthening effect within the LWHEA matrix, thereby improving mechanical performance. The average grain size of Cr25Mn0 decreased from 160.89 μm in Cr15Mn10 to 140.39 μm , corresponding to a grain refinement degree of 12.7%. When the Mn:Cr ratio reaches 0, the yield strength of Cr25Mn0 LWHEA increased by 5.74%, Vickers hardness by 7.82%, ultimate compressive strength by 20%, and compressive fracture strain by 3.6%.

This work clarifies the correlation between Mn:Cr ratio, microstructure evolution, high-temperature oxidation resistance and mechanical properties, providing a feasible design strategy for optimizing the comprehensive performance of advanced heat-resistant lightweight high-entropy alloys.

SURFACE PROPERTIES, CRITICAL PHENOMENA AND SPIN WAVES OF FERROELECTRIC/FERROMAGNETIC SUPERLATTICES

Sharafullin I.F., Samigullina A.I., Valiakhmetov U.R.

Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia

sharafullinif@yandex.ru

Currently, the excitation and propagation of spin waves in chiral magnetic structures with nontrivial topology, which are widely considered as a promising candidate for creating spintronic devices [1], as well as a prospective materials science platform for magnonics, spin-based, THz spintronics, and non-volatile data storage [2]. We study, using temperature Green's functions, the spin wave dynamics and thermodynamic properties of ferroelectric/ferromagnetic superlattices. The magnetic subsystem is described by the Heisenberg model with competing ferromagnetic and antiferromagnetic exchange interactions [3]. The magnetoelectric interaction is taken into account at the ferroelectric/ferromagnet interface. Analytical expressions have been obtained for the spin wave spectra, and for the temperature dependences of the energy and magnetization of individual layers. It is shown that the magnetoelectric interaction increases the deviation angle of the spiral structure from the equilibrium configuration in the near-surface regions, shifts the surface modes in the dispersion law to the high-frequency range, and suppresses the effect of magnetization crossover between layers with increasing temperature (see a.b. fig. 1).

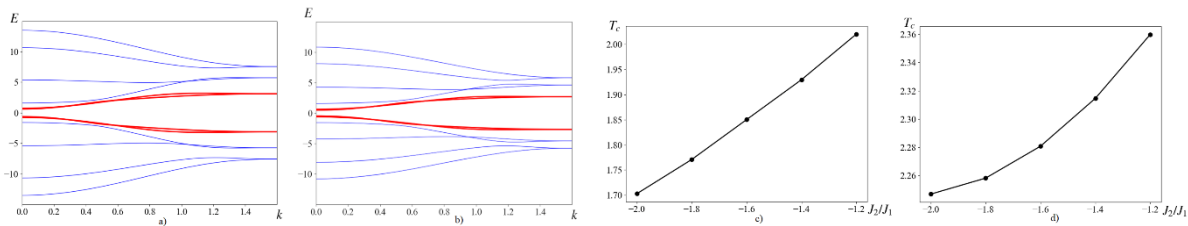


Figure 1. Dispersion curves of the film at $J_2/J_1 = -1.4$: (a) $I_{mf} = -0.1$, (b) $I_{mf} = -1.0$. The surface branches of the spectrum, localized at the interfaces with ferroelectrics, are highlighted in red. Dependence of the transition temperature T_c on J_2/J_1 at (c) $I_{mf} = -0.1$, (d) $I_{mf} = -1.0$.

It was found that the critical temperature of the phase transition monotonically decreases with increasing frustration parameter of exchange interactions J_2/J_1 , but increases with increasing magnetoelectric coupling parameter and anisotropy (see c.d. fig. 1). Furthermore, we revealed that quantum fluctuations at $T = 0$ reduce the effective spin length, with this reduction being more pronounced in the inner layers. The obtained results demonstrate that the spin texture and magnetic ordering temperature can be controlled by varying the magnetoelectric interaction without altering the geometric parameters of the film.

This work was performed under a state contract (agreement No. 075-03-2024-123/1 of February 15, 2024).

References:

1. Ustinov V.V., Yasyulevich I.A. // *Uspekhi Fizicheskikh Nauk.* – 2025. – Vol. 195. – P. 1062–1093.
2. Micaletti P., Roxburgh A., Iacocca E., Marzolla M., Montoncello F. // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials.* – 2025. – Vol. 622. – P. 172959.
3. Diep H.T. // *Physical Review B.* – 2015. – Vol. 91. – P. 014436.

**ACCELERATED MASS TRANSFER UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION
AND SEVERE ION IMPLANTATION****Straumal B.B.¹, Vershinin N.F.¹, Kuznetsov S.V.¹, Vinokurov S.A.¹, Gornakova A.S.¹,
Kogtenkova O.A.¹, Mazilkin A.A.¹, Duong L.V.²**¹*Osipyan Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russia*²*Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*
straumal@issp.ac.ru

Phase transformations are frequently observed during severe plastic deformation (SPD). This means that the phases present in the material after SPD differ from those present beforehand. In particular, the composition of the solid solution within the matrix is a highly sensitive parameter. This composition can be readily monitored by measuring the solid solution's lattice parameter via X-ray diffraction. In numerous experiments, we found that the solid solution's lattice parameter corresponds not to the temperature at which the high-pressure torsion processing was conducted, but to a higher temperature—which we called the "effective temperature." In some cases, this effective temperature exceeds the actual SPD processing temperature by several hundred Kelvin.

Changes in solid-solution concentration during SPD in a large, macroscopic sample imply that solute atoms migrate over a certain distance. They either enter the solid solution from second-phase particles or, conversely, condense onto second-phase particles, leaving the solid solution. By knowing the concentration change, the distance the atoms must travel, and the duration of the experiment, one can make a rough estimate of the equivalent bulk diffusion coefficient capable to ensure such mass transport.

Such estimates yield a value for the equivalent diffusion coefficient that exceeds the bulk diffusion coefficient at the temperature of the SPD experiment (typically room temperature) by many orders of magnitude. By utilizing experimental data on the temperature dependence of bulk diffusion coefficients, one can estimate the temperature at which such bulk diffusion coefficient values would be attained under ordinary conditions, i.e. in the absence of SPD. In other words, the effective temperature of severe plastic deformation SPD can also be estimated from the mass transfer rate. Interestingly, these estimates are usually close to those derived from changes in solid-solution concentration. We obtained such data for alloys based on copper, aluminum, titanium, and others. The mechanism of such accelerated mass transfer is apparently linked to the high concentration of non-equilibrium defects generated during SPD, as well as to mass transfer stimulated by dislocation motion, grain-boundary sliding, and other similar processes.

We recently developed an installation for low-energy, high-current ion implantation using a Hall-current accelerator. In particular, it enables the implantation of oxygen and nitrogen ions at current densities which several orders of magnitude higher than those achieved with standard ion implantation methods. Consequently, for instance, the penetration depth of oxygen ions into titanium at an energy of 1 keV is approximately 20 micrometers in our setup, compared to the standard 20 nanometers. We believe there is a certain similarity between deformation-induced and ion-induced mass transport under conditions far from equilibrium. Therefore, this new process can be called, similar to SPD, severe ion implantation.

This research was funded by the Russian Science Foundation (contract no. 25-43-02004) and Vietnam Academy of Science and Technology under project code QTRU06.07/26-28.

NANOMATERIALS AS ELECTRODE SURFACE MODIFIERS IN ORGANIC VOLTAMMETRY

Ziyatdinova G.K.

Kazan Federal University, Kazan, Russian Federation

Guzel.Ziyatdinova@kpfu.ru

The rapid advancements in nanotechnology have significantly enhanced the sensitivity and efficiency of analytical chemistry procedures. This fact gave strong impact in the development of organic compound electroanalysis. The changes in the electrode surface morphology and area, electron transfer characteristics, and strong catalytic activity of nanomaterials allow to get the voltammetric response of compounds being electrochemically “silent” at traditional bare electrodes from Pt and different types of carbon. Moreover, the electrode surface fouling can be reduced or fully eliminated by modification with nanomaterials simplifying measurement and improving sensitivity, detection limit, reproducibility, and overall reliability of the analysis.

Various nanomaterials, in particular carbon nanomaterials, metal and metal oxide nanostructures, and other nanomaterials like polymers, graphitic carbon nitride, etc. are the most commonly applied modifiers of the electrode surface to date (Fig. 1). Their number is continuously increasing due to the novel achievements in nanotechnologies. Moreover, the conditions of synthesis and way of immobilization at the electrode surface strongly affect nanomaterial properties. Therefore, the same nanomaterial can show a different response toward the target analyte. On the other hand, such diversity of nanomaterials makes it difficult to predict the effect of modifiers in advance. In each case, the preliminary search of the suitable electrode surface modifier is required that partially elongates the investigation but also can lead to new phenomena discovery.

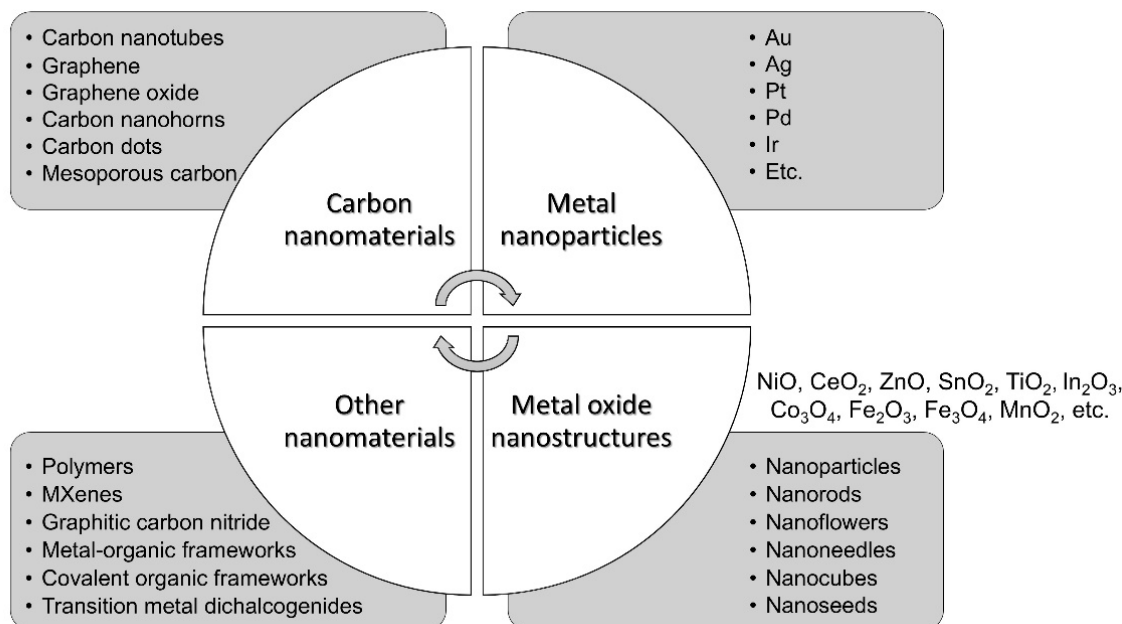


Figure. 1. Nanomaterials as electrode surface modifier in organic voltammetry.

Design of novel sensing platforms with 3D-and 3D nanocomposites using variety of materials like MXene, graphitic boron nitride, metal-organic frameworks and transition metal dichalcogenides is another actively developed trend of nanomaterial-based voltammetric

sensors. The functionalization of nanomaterials provides even more high analytical performance of sensors which extends their application in organic voltammetry.

Different carbon-based electrodes are used as a platform for the immobilization of the modifiers. These are usually glassy carbon, carbon paste, screen-printed electrodes. Recently, fully integrated electrochemical chips prepared by in situ formed laser-induced graphene at polyimide sheets have been successfully developed for the electroanalysis of organic compounds of various classes.

The electrode surface modification can be performed by irreversible adsorption of modifier, chemical binding of modifier with covalent bond formation using specific spacers and linkers, inclusion in the polymeric coverage, inclusion of modifier in the carbon paste or composite material by mechanical mixing or screen-printing technology, immobilization of the modifier layer by sol-gel technology, drop casting, or electrochemical formation of polymeric coverages, including MIPs or other cavity-containing materials acting on host-guest principles.

The current trend in the voltammetry of organic compounds is focused on the application of complex modifiers consisting of several types of nanomaterials. This approach allows to use the synergetic effect of the modifiers that finally provides significant improvement of the sensitivity and selectivity of the electrode response to the target analyte or several of them simultaneously. The nature of the analyte and its chemical existence form in the sample to be considered when the modifier is chosen.

The most common combinations include various carbon nanomaterials, which are used as a part of nanocomposites or as a platform for further layer-by-layer immobilization of other modifiers. Both types of approaches are used in the case of metal or metal oxide nanomaterials, while layer-by-layer immobilization is used in the case of polymers. Carbon nanomaterials provide sufficient electrode conductivity that is important in the case of their combination with semiconductive or insulating modifiers. Furthermore, carbon nanomaterials have high surface area, increasing the loaded amounts of co-modifiers. In the case of nanocomposites, their reproducibility and stability play a crucial role in the electrode response and must be controlled. The additional reagents can be applied as stabilizing agents.

The application of electrodes modified with a combination of nanomaterials shows excellent selectivity to structurally related organic compounds and the possibility of their simultaneous determination with high sensitivity up to nM or even pM level. Electrodes modified with nanocomposites and combinations of various nanomaterials have been successfully applied in the analysis of antibiotics, antioxidants, biomarkers, low molecular food contaminants of different nature, pesticides in various samples, hazardous phenolic pollutants in water, and other environmental pollutants. The pM concentrations could be quantified, allowing trace analysis of the compounds that is important for the toxicant and biomarker monitoring.

Nanomaterials significantly enhance the sensitivity and specificity, as well as operational characteristics of electrochemical determination of target compounds enabling lower detection limits and higher sensitivity for medical, environmental, food and pharmaceutical safety testing. Nevertheless, application of nanomaterials as electrode surface modifier does not provide significant improvement of target analyte response (its sensitivity and selectivity) in many cases. Therefore, the choice of electrode surface modifier needs careful consideration according to the analytical problem to be solved. The special attention to be paid to the selectivity of the electrode response being the main limitation of the voltammetry. The spiked sample analysis is not enough to confirm the practical applicability. The biotransformation of the analyte should be considered in the case of biomarkers and pharmaceuticals.

Абдрахманов Д.И., Трочина А.М., Шарафуллин И.Ф.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

sharafullinif@yandex.ru

Магнитные скирмионы интенсивно изучаются как перспективные носители информации в устройствах нового поколения [1, 2]. Эти топологические структуры экспериментально обнаружены в ряде материалов [3-6]. Одним из главных препятствий для практического внедрения является динамическое взаимодействие скирмионов со структурными дефектами [7-9]. Настоящая работа посвящена изучению влияния случайно распределенных немагнитных дефектов на фазу скирмионной решетки.

Система описывается моделью Гейзенберга на квадратной решётке, гамильтониан которой имеет вид:

$$H = -J_1 \sum_{i,j} \vec{S}_i \cdot \vec{S}_j - J_2 \sum_{i,k} \vec{S}_i \cdot \vec{S}_k - \sum_{i,j} \vec{D}_{i,j} \cdot [\vec{S}_i \times \vec{S}_j] - h \sum_i S_i^z, \quad (1)$$

где $J_1 = 1$ константа ферромагнитного обменного взаимодействия для ближайших соседних спинов $\vec{S}_i$ и $\vec{S}_j$. J_2 – аналогичный параметр для вторых ближайших соседей $\vec{S}_k$ со спинами $\vec{S}_i$, в расчетах J_2 варьировали в интервале $\in (0.0, 0.2)$. Третий член в (1) описывает плоскостное взаимодействие Дзялошинского-Мория. h – напряженность внешнего магнитного поля. Каждому узлу решетки сопоставляется вектор спина $\vec{S}_i$. Для узла, занятого магнитным атомом, $|\vec{S}_i| = 1$. Немагнитный точечный дефект соответствует нулевому значению: $|\vec{S}_i| = 0$. Следовательно, случайное распределение магнитных и немагнитных узлов по поверхности пленки описывается функцией распределения вероятностей следующего вида:

$$P(|\vec{S}_i| = 1) = 1 - \gamma \text{ and } P(|\vec{S}_i| = 0) = \gamma, \quad (2)$$

где γ – безразмерный параметр, равный доле немагнитных дефектов относительно общего числа узлов решетки. Соотношения (2) аналогичным образом определены и для узла $\vec{S}_j$.

В качестве параметра порядка для исследования стабильности скирмионной фазы методом Монте-Карло был выбран топологический заряд системы Q , который определяется формулой:

$$Q = \frac{1}{4\pi} \sum_{\langle ijk \rangle} q_{ijk}, \quad (3)$$

$$q_{ijk} = 2 \cdot \arctan \left(\frac{\vec{S}_i \cdot (\vec{S}_j \times \vec{S}_k)}{1 + \vec{S}_i \vec{S}_j + \vec{S}_i \vec{S}_k + \vec{S}_j \vec{S}_k} \right), \quad (4)$$

где q_{ijk} – топологический заряд элементарной ячейки, равный площади сферического треугольника, образованного векторами $\vec{S}_i$, $\vec{S}_j$ и $\vec{S}_k$, выходящими из центра единичной сферы. Таким образом, топологический заряд (4) равен отношению суммы площадей всех элементарных треугольников к площади единичной сферы.

На рисунке 1 представлены температурные зависимости среднего топологического заряда $\langle Q(T) \rangle$ для различных концентраций дефектов γ и значений J_2 .

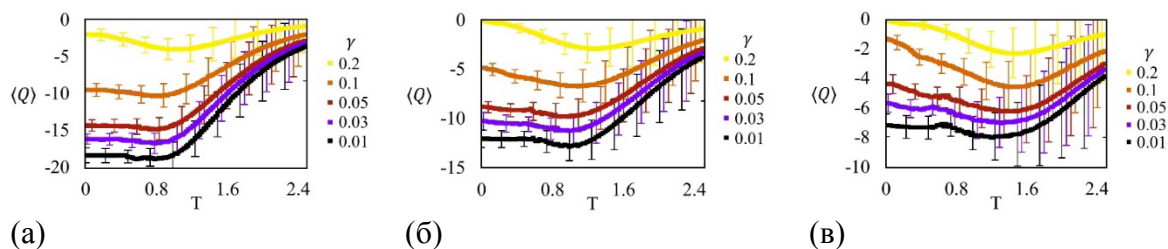


Рисунок 1. График зависимости среднего значения топологического заряда конфигурации от температуры, при $\gamma \in (0.01, 0.2)$. (а) $J_2 = 0.0$, (б) $J_2 = 0.1$, (в) $J_2 = 0.2$.

При низких концентрациях (до 5%) структура скирмионной решётки в основном состоянии сохраняется, а средний топологический заряд незначительно снижается. Наши расчёты показывают, что учёт обменного взаимодействия вторых ближайших соседей (J_2) снижает этот порог ($\gamma \approx 4\%$ при $J_2 = 0.1$), что является новым результатом. Повышение концентрации дефектов до 20% приводит к образованию многочисленных немагнитных кластеров, в которых скирмионы не формируются. Это вызывает переход от упорядоченной скирмионной решётки к разупорядоченной скирмионной фазе. Включение обменного взаимодействия между вторыми ближайшими соседями уменьшает плотность упаковки скирмионов вплоть до полного исчезновения упорядоченной фазы даже при отсутствии дефектов.

Работа выполнена в рамках госзадания, соглашение № 075-03-2024-123/1 от 15.02.2024.

Список литературы;

1. Bogdanov A. N., Rößler U. K. Chiral symmetry breaking in magnetic thin films and multilayers // Phys. Rev. Lett. – 2001. – V. 87. – P. 037203.
2. Fert A., Cros V., Sampaio J. Skyrmions on the track // Nat. Nanotechnol. – 2013. – V. 8. – P. 152-156.
3. Pappas C., Lelièvre-Berna E., Falus P., et al. Chiral paramagnetic skyrmion-like phase in MnSi // Phys. Rev. Lett. – 2009. – V. 102. – P. 197202.
4. Münzer W., Neubauer A., Adams T., et al. Skyrmion lattice in the doped semiconductor $\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x\text{Si}$ // Phys. Rev. B. – 2010. – V. 81. – P. 041203.
5. Huang S. X., Chien C. L. Extended skyrmion phase in epitaxial FeGe (111) thin films // Phys. Rev. Lett. – 2012. – V. 108. – P. 267201.
6. Seki S., Yu X. Z., Ishiwata S., Tokura Y. Observation of skyrmions in a multiferroic material // Science. – 2012. – V. 336. – P. 198-201.
7. Porter N. A., Gartside J. C., Marrows C. H. Scattering mechanisms in textured FeGe thin films: Magnetoresistance and the anomalous Hall effect // Phys. Rev. B. – 2014. – V. 90. – P. 024403.
8. Holl C., Knol M., Pratzer M., et al. Probing the pinning strength of magnetic vortex cores with sub-nanometer resolution // Nat. Commun. – 2020. – V. 11. – P. 2833.
9. Hanneken C., Kubetzka A., Von Bergmann K., Wiesendanger R. Pinning and movement of individual nanoscale magnetic skyrmions via defects // New J. Phys. – 2016. – V. 18. – P. 055009

**КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 304 ПОСЛЕ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ****Абрамова М.М., Еникеев Н.А.***¹Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
abamovamm@yandex.ru*

Благодаря комбинации механических свойств и высокой стойкости к воздействиям окружающей среды, коррозионностойкие аустенитные стали являются одними из самых широко используемых конструкционных материалов в различных отраслях промышленности. Однако данный тип сталей обладает низким пределом текучести, а классическими методами термической обработки повысить прочностные характеристики данного типа сталей не представляется возможным. Решить данную задачу можно при использовании методов интенсивной пластической деформации (ИПД). В последние десятилетия возрос интерес к материалам, которые были получены методами (ИПД), что связано в первую очередь с их привлекательными прочностными характеристиками. При этом в процессе ИПД может наблюдаться не только измельчение размеров структурных элементов, но и выделение частиц или фазовые превращения, что может также повлиять на свойства стали, чувствительные к структурным изменениям: прочностным характеристикам и коррозионной стойкости. В связи с этим в работе были исследованы структура, механические свойства и коррозионное поведение нержавеющей аустенитной стали AISI 304, а также влияние температуры отжига на них.

В качестве метода ИПД было выбрано равноканальное угловое прессование (РКУП). В результате РКУП была сформирована УМЗ структура, со средним размером аустенитных зерен 205 нм. Аустенитные стали являются метастабильными и при деформации возможно протекание мартенситных превращений. Однако при РКУП удалось получить аустенитную структуру, частицы вторых фаз также не были обнаружены.

Измерения микротвердости показали, что в результате РКУП микротвердость составила 387 ± 3 Нv, что практически в два раза выше значений в исходном состоянии. Механические испытания также показали увеличение прочностных характеристик до 1115 МПа для предела прочности и предела текучести до 922 МПа, при сохранении приемлемых значений пластичности. Относительное удлинение сохраняется на уровне 20 %. Исследования термической стабильности показали, что в результате отжига микроструктура и свойства остаются практически неизменными вплоть до температуры отжига 550 °С. При повышении температуры отжига до 600 °С наблюдается снижение значений микротвердости, что может быть связано с началом процессов возврата и рекристаллизации структуры. Отжиг при температуре 550 °С привел к незначительному увеличению размера зерен до 214 нм. При этом также не было обнаружено частиц вторых фаз и фазовых превращений, при этом на границах зерен наблюдалось формирование сегрегаций атомов Si, Cr, C. (рис. 1)

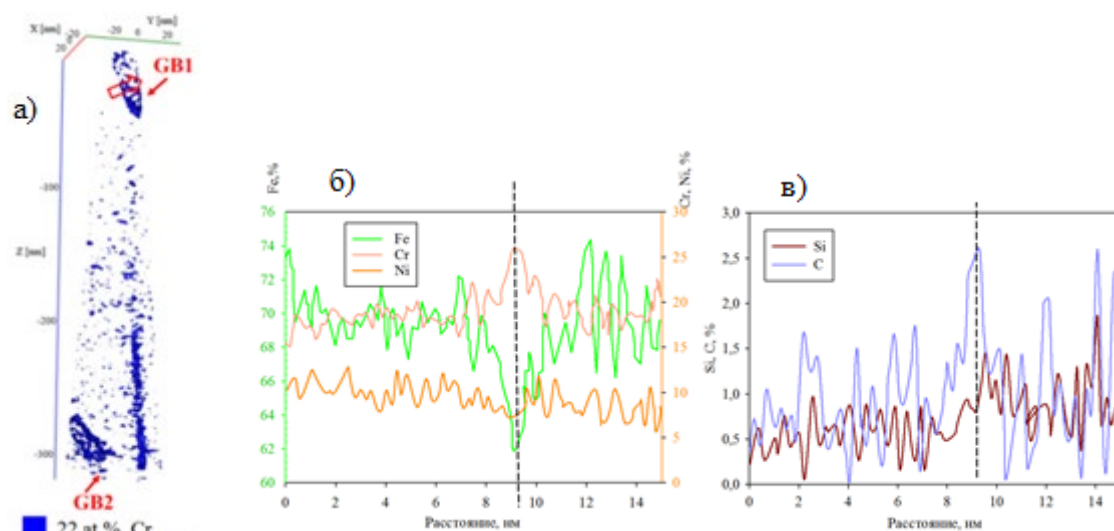


Рисунок 1. 3D-модель перераспределения атома после отжига: а) 3d-модель перераспределения химических элементов, с указанием двух границ зерен, б) концентрация Cr, Fe, Ni в первой границе зерна, в) концентрация Si, C в первой границе зерна

Коррозионные испытания показали, что у образцов после РКУП коррозионная стойкость ухудшается: приводит к увеличению глубинного показателя коррозии, так как при измельчении структуры увеличивается общая протяженность границ зерен и процесс коррозии идет быстрее. Дополнительный отжиг, который привел к выделению сегрегаций на границах зерен, приводит к снижению глубинного показателя коррозии по сравнению с состоянием после РКУП (рис. 2).

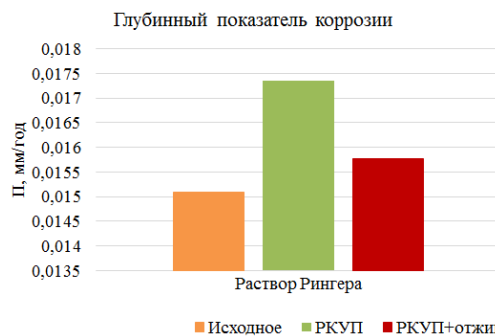


Рисунок 2. Глубинный показатель коррозии П, мм/год в раствор Рингера образцов стали AISI 304 в трех состояниях

Таким образом, применение РКУП привело к формированию УМЗ структуры и позволило увеличить микротвердость и предел прочности аустенитной нержавеющей стали практически в 2 раза, а предел текучести более чем в три раза, при сохранении приемлемого уровня пластичности в 20 %. 4). В результате РКУП коррозионная стойкость ухудшается, так как при измельчении структуры увеличивается общая протяженность границ зерен и процесс коррозии идет быстрее. Дополнительный отжиг приводит к выделению сегрегаций на границах зерен, за счет которых коррозионная стойкость увеличивается по сравнению с РКУП.

**ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЛОПАТОК
ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА
ЭРОЗИОННОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ**

Агзамов Р.Д.¹, Тагиров А.Ф.²

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*ПАО «ОДК-Уфимское моторостроительное производственное объединение»
ainurtagirov@mail.ru*

С совершенствованием авиационных турбореактивных двигателей возникает необходимость в разработке деталей со сложной геометрией, которые позволяют достигать более высоких технических показателей. Одной из таких деталей является моноколесо компрессора ГТД [1]. При этом поверхность данного изделия в процессе эксплуатации находится под воздействием различных агрессивных факторов. Поэтому с целью повышения прочностных характеристик моноколеса его целесообразно подвергать упрочняющей обработке. На сегодняшний день широко распространены технологии упрочнения, заключающиеся в модификации поверхностного слоя ионно-плазменными методами [2,3]. Данные технологии упрочнения поверхности значительно увеличивают физико-механические свойства материала (микротвердость, модуль упругости) и износостойкость, но не обеспечивают удовлетворительную эрозионную и коррозионную стойкость. Нанесение защитных покрытий позволяет обеспечить высокие эксплуатационные характеристики, однако в процессе нанесения на поверхности формируются растягивающие остаточные напряжения, приводящие к зарождению и распространению усталостных трещин при циклических нагрузках. Также из-за разности физико-механических свойств (модуля упругости и микротвердости) подложки и покрытия снижается адгезионная прочность, что может приводить к скалыванию и разрушению покрытия.

Кроме того, при обработке детали сложной геометрии методами ионно-плазменной обработки на её поверхности могут возникнуть необработанные области (зоны перекрытия). В таких зонах свойства поверхности и нанесенного покрытия могут сильно отличаться от требуемых. На сегодняшний день данная тематика малоизучена, в частности отсутствуют данные об обработке моноколес вышеуказанными методами.

Целью работы является определение влияния ионно-плазменного модифицирования лопаток моноколеса ГТД из титановых сплавов на адгезионные свойства эрозионностойкого покрытия, а также исследование физико-химических свойств поверхности образцов лопаток.

В качестве образцов были выбраны лопатки из титанового сплава ВТ6, которые собирались в оснастку и представляли собой имитатор моноколеса.

Для повышения насыщающей способности газовой среды используют различные виды разрядов. Наиболее широко распространенным и часто применяемым в промышленности методом модифицирования поверхности, является азотирование в тлеющем разряде. Также одним из перспективных способов упрочнения поверхности титана и его сплавов, является способ локального азотирования поверхности, который заключается в химико-термической обработке потоком аргон-азотной плазмы, получаемой с помощью дугового разряда в вакууме [3].

В данной работе проведена серия экспериментов низкотемпературного ионного азотирования в несамостоятельном сильноточном дуговом разряде и в тлеющем разряде в интервале температур 450-500 °С. Перед проведением ионного азотирования образцы лопаток подвергались электролитно-плазменному полированию.

Исследование химического состава поверхности образцов лопаток после электролитно-плазменного полирования и ионного азотирования в тлеющем и дуговом разрядах показало, что в процессе обработки на поверхности лопаток, вероятно, происходит растворение отрицательных ионов F и S, поскольку данные элементы находятся в составе электролита, с образованием фторидов и сульфидов титана. Содержание этих элементов находится в диапазоне от 0,1 до 0,3 вес.%. Известно, что фториды и сульфиды могут отрицательно влиять на процесс азотирования, блокируя поступление азота вглубь поверхности.

В результате исследований остаточных напряжения на поверхности лопаток установлено, что ионное азотирование в тлеющем разряде в интервале температур 450-500 °С формируются сжимающие остаточные напряжения (- 200 МПа). Азотирование в дуговом разряде при той же температуре приводит к образованию в поверхностном слое незначительных по величине сжимающих напряжений (-9 МПа).

В результате анализа распределения микротвердости по глубине после различных видов обработок было установлено:

- после ЭПП был полностью удален упрочненный слой, характер изменения микротвердости практически линейный с минимальным разбросом значений как по глубине, так и по профилю лопаток;
- после азотирования микротвердость по профилю пера лопатки распределена равномерно, разброс значений не превышает пределов погрешности измерений. Максимальная степень упрочнения получена в дуговом разряде;
- нанесение эрозионностойкого покрытия не повлияло на распределение микротвердости основы образцов лопаток.

Показано, что в результате испытаний адгезионной прочности покрытий методом скретч-теста после азотирования в дуговом и тлеющем разрядах во всем диапазоне нагрузок отслоения покрытия не наблюдается, что указывает на удовлетворительную адгезию

Список литературы:

1. Горелов, В.А. и др. К вопросу технологии обработки сложнопрофильных изделий (на примере лопаток моноколес газотурбинных двигателей) // Известия МГТУ «МАМИ» 2012. Т.2 №2 (14). С 67- 73.
2. Погрелюк, И.Н. Азотирование титановых сплавов // Международная конференция ОТТОМ-4, 2003 г. С. 182 – 198.
3. Тагиров, А.Ф. Низкотемпературное ионное азотирование титанового сплава ВТ6 в тлеющем разряде и в несамостоятельном сильноточном дуговом разряде / Тагиров А.Ф., Агзамов Р.Д., Николаев А.А. // Титан. – 2021. – № 3 (72). – С. 41-47.

РАЗРАБОТКА ТАРГЕТНЫХ СРЕДСТВ ДОСТАВКИ ЛЕКАРСТВЕННЫХ ПРЕПАРАТОВ НА ОСНОВЕ КОНЬЮГАТОВ ГИАЛУРОНОВОЙ КИСЛОТЫ С ЛУПАНОВЫМИ ТРИТЕРПЕНОИДАМИ

Алибаева Э.И., Галимшина З.Р., Парфенова Л.В.

Институт нефтехимии и катализа УФИЦ РАН, Уфа, Россия

a.e_l_i_z_a@mail.ru

Несмотря на успехи в онкологии, применение традиционных противоопухолевых препаратов сопряжено с проблемами из-за их высокой токсичности и отсутствия избирательности к раковым клеткам. Эти проблемы могут быть решены путем создания таргетных систем доставки на основе самоорганизующихся амфифильных производных биополимеров [1]. В качестве гидрофильного компонента молекулы и одновременно вектора для адресной доставки может выступать природный полисахарид – гиалуроновая кислота (ГК), которая, благодаря сродству к CD44-рецептору, обеспечивает селективное накопление препарата в опухоли, а также проявляет противовоспалительные свойства через активацию рецептора TSG-6 [2].

В представленной работе была проведена модификация ГК гидрофобными, митохондриально-нацеленными тритерпеноидами лупанового ряда для увеличения их биодоступности и таргетности. Синтез целевых соединений осуществляли в две стадии. На первом этапе получены новые производные бетулиновой (Бет) и бетулоновой (БК) кислот, модифицированные по С-28 положению малеимидными линкерами (BMPS, EMCS, SMCC), содержащими диаминовые мостики с различной длиной алкановой цепи (1,2-диаминоэтан, 1,4-диаминобутан, 1,8-диаминооктан). На втором этапе осуществлено взаимодействие полученных малеимидных производных тритерпеноидов с тиол-модифицированной ГК [2] по реакции Михаэля. В результате был получен ряд амфифильных конъюгатов ГК с производными БК и Бет, различающихся природой линкера и длиной диаминового спейсера. Структуры соединений доказаны с помощью одно- и двумерной ЯМР-спектроскопии, а также масс-спектрометрии. Исследование методами сканирующей электронной микроскопии и спектроскопии кросс-корреляции фотонов, показало, что полученные амфифильные конъюгаты формируют частицы размером 200-500 нм (рис. 1).

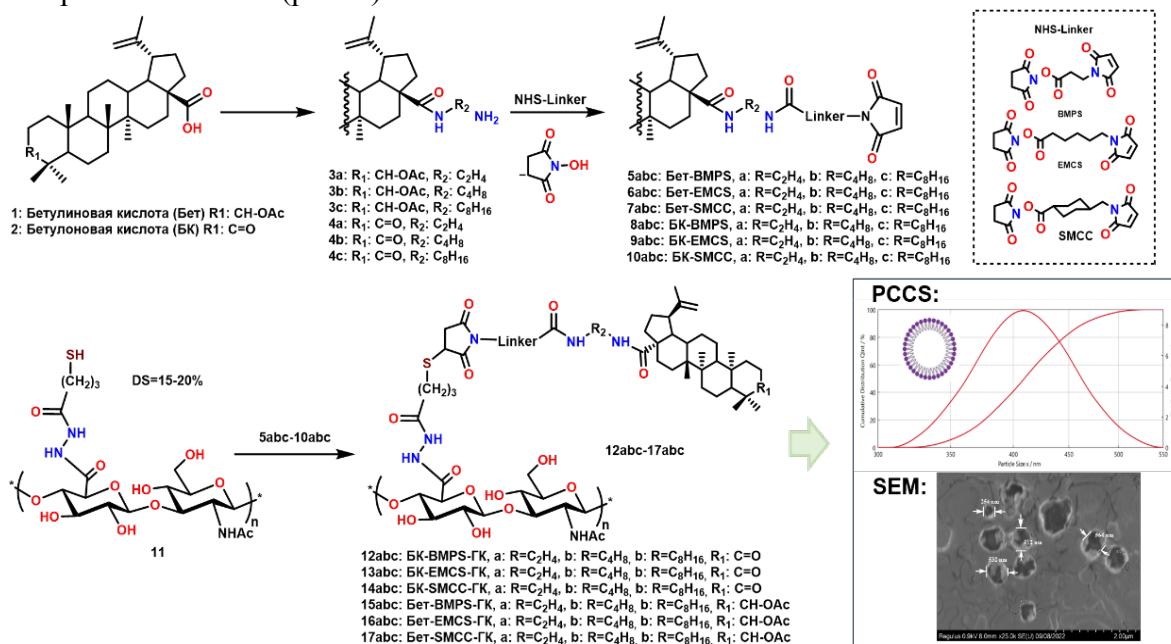


Рисунок 1

Работа выполнена в рамках государственного задания Института нефтехимии и катализа Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук № FMRS-2025-0033.

Список литературы:

1. Hassani L.N. Auto-associative amphiphilic polysaccharides as drug delivery systems / L.N. Hassani, F. Hendra, K. Bouchemal // *Drug discovery today*. – 2012. – Т. 17, №. 11-12. – С. 608-614.
2. Shu X.Z. et al. Disulfide cross-linked hyaluronan hydrogels / X. Z. Shu, Y. Liu, Y. Luo, M. C. Roberts, G. D. Prestwich // *Biomacromolecules*. – 2002. – Т. 3, №. 6. – С. 1304-1311.

**РАЗРАБОТКА ИМПЛАНТАТОВ ДЛЯ ОНКООРТОПЕДИИ НА ОСНОВЕ
СПЛАВОВ ТИТАНА С АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫМИ И
ПРОТИВООПУХОЛЕВЫМИ СВОЙСТВАМИ**

**Анисимова Н.Ю.^{1,2}, Еникеев Н.А.³, Гатина С.А.³, Рыжкин А.А.³, Капустин А.В.³,
Новрузов К.М.^{1,2}, Спирина Т.С.¹, Бабаева Г.¹, Латышева А.С.¹,**

Киселевский М.В.^{1,2}

¹*ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия*

²*НИТУ «МИСИС», Москва, Россия*

³*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

n_anisimova@list.ru

Развитие инфекции в области хирургического вмешательства остается одним из самых серьезных осложнений, развивающихся после резекции опухоли и реконструкции кости с использованием имплантатов. Пациентам с глубоким инфицированием требуется удаление имплантата, хирургическая обработка и длительный курс антибиотикотерапии. Кроме того, у онкологических больных высок риск развития локального рецидива после удаления части кости, разрушенной опухолью. Учитывая это, в настоящее время весьма актуальной задачей является разработка имплантатов для онкоортопедии, снижающих риск развития локальных осложнений. Это подчеркивает критическую важность разработки современных антибактериальных продуктов, представляя собой как ключевую стратегию профилактики осложнений, так и увеличение арсенала средств для остеосинтеза.

Целью настоящей работы являлась разработка методических подходов для получения на основе сплавов титана пористых и сплошных имплантатов с биологической активностью различного типа, перспективных для остеосинтеза онкологических больных.

В ходе нашего исследования были разработаны экспериментальные образцы пористых скаффолдов на основе сплава ВТ-6 и сплошных пластин на основе сплава Ti-15Mo с наноструктурированной поверхностью, нагруженные биомедицинским клеточным продуктом (БМКП) на основе активированных *ex vivo* лимфоцитов или антибактериальным препаратом амоксиклав (Sandoz, Швейцария). Скаффолды и пластины стерилизовали в автоклаве и высушивали. Затем в пористые образцы вносили в плазменном геле либо БМКП (50000-100000 клеток), либо 30 мкг антибактериального препарата. На поверхность сплошных образцов наносили по 30 мкг амоксиклава в растворе Хенкса (ПанЭко, Россия) с последующей промывкой и повторным высушиванием. Свойства полученных образцов тестировали *in vitro*, изучая фенотип, пролиферацию и цитотоксическую активность БМКП в их составе относительно опухолевых клеток, а также бактериостатическую активность на плотных и жидких питательных средах относительно различных видов бактерий. Биосовместимость и остеointеграцию образцов в условиях *in vivo* оценивали по результатам их имплантации в дефекты свода черепа мышей линии СВА. В качестве контроля использовали скаффолды без нагрузки. Результаты оценивали с помощью аппарата для микрофокусной компьютерной томографии (микро-КТ) Perkin Elmer Rigaku Quantum GX2 (Япония).

Было показано, что все нагруженные амоксиклавом образцы эффективно угнетали деление бактерий, формируя хорошо заметные зоны торможения колониеобразования. Это свидетельствует о том, что роль платформ для локализованной доставки антибактериального препарата могут выполнять как пористые скаффолды из сплава ВТ-6, заполненные плазменным гелем, так и сплошные образцы с наноструктурированной

поверхностью из сплава Ti-15 Mo. Бактериостатический эффект был достигнут за счет активного релиза антибактериального препарата в агар, обеспечившего накопление эффективной концентрации антибиотика рядом с поверхностью образца. Эксперименты *in vivo* показали, что через 2 месяца наблюдений отмечали остеоинтеграцию всех типов образцов и полное зарастание костных дефектов. При этом не было выявлено признаков торможения остеосинтеза в присутствии образцов, нагруженных амоксиклавом в сравнении с образцами без нагрузки. Пористые образцы обеспечивали поддержание пролиферативного и противоопухолевого цитотоксического потенциала БМКП как *in vitro*, так и *in vivo*.

Полученные данные демонстрируют перспективность разработки имплантируемых металлоконструкций на основе пористых скаффолдов из сплава ВТ-6 или сплошных пластин из наномодифицированного сплава Ti-15Mo, нагруженных БМКП или лекарственными препаратами для получения имплантатов с антибактериальными или противоопухолевыми свойствами. Представляется, что имплантаты данного типа будут особенно востребованы в онкоортопедии для снижения риска развития местного рецидива опухоли или инфекционных осложнений после хирургических операций по восполнению костных дефектов, возникших после радикального удаления опухоли.

Исследование было выполнено при поддержке гранта РНФ #23-69-10003.

**ОЦЕНКА СТРУКТУРЫ И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МАТЕРИАЛОВ
НЕРАЗРУШАЮЩИМИ МЕТОДАМИ****Астанин В.В.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

vvastanin@yandex.ru

Известно, что 80% разрушений технических устройств, работающих в условиях динамических нагрузок, происходит из-за усталости материалов, другой фактор, приближающий технику к концу жизни – ползучесть, особенно заметная при повышенных температурах и постоянных нагрузках. Развитие этих процессов, без учета изменения внешних факторов, зависит от исходной структуры изделий и ее эволюции в процессе эксплуатации, что и определяет ресурс работы технических устройств. Отсюда возникает необходимость контроля этой структуры, как на стадии изготовления изделий, так и в процессе их эксплуатации. Методы исследования структуры можно условно разделить на прямые, как правило, разрушающие – металлография, рентгеноструктурный анализ, электронная микроскопия и косвенные, основанные на зависимости физических свойств материалов от их структуры. Последние дают возможность неразрушающего контроля за состоянием изделий – это магнитные, электрические, и акустические методы.

Первая группа применима к ферромагнитным материалам, к которым относится большинство конструкционных сталей. Вторая группа подходит любым электропроводящим материалам, но чаще применяется для исследования цветных металлов и сплавов на основе. Акустические методы применимы для материалов любой природы. Внутри этих групп тоже существует разделение: одни методы чувствительны к фазовому составу сплавов, другие к параметрам структуры. В отличие от прямых методов, физические методы требуют верификации, которая осуществляется путем сравнения с эталонными образцами, применения нескольких косвенных методов или выборочной проверки прямыми методами. Главное достоинство физических методов в оперативности и возможности стопроцентного контроля качества изделий.

Для ферромагнитных материалов наиболее структурно-чувствительным свойством выступает коэрцитивная сила (H_c), которая заметно повышается с уменьшением размера зерна или увеличением дисперсности фазовых частиц, что позволяет контролировать **микро**структуру изделий. Однако для наноструктурных состояний эта тенденция меняется на обратную в связи с изменением конфигурации магнитных доменов [1] и требует особого подхода к калибровке измерений.

Усталостному разрушению, как правило, предшествует повышение плотности дислокаций в результате микропластической деформации, что отражается в повышении H_c , предоставляя возможность оценки остаточного ресурса изделий. Например, нами был применен метод коэрцитиметра для оценки исходного состояния и остаточного ресурса вала турбины низкого давления двигателя НК-38СТ, а в настоящее время ведутся аналогичные разработки для гибких насосно-компрессорных труб, применяемых в нефтегазовой отрасли. Здесь также выявлены физические ограничения: при однородном наклепе высокой степени H_c может снижаться, поскольку этот параметр чувствителен к неоднородному распределению плотности дислокаций, характерному для усталостных явлений, что требует правильный подход к изготовлению контрольных образцов.

Интересно развивается борьба с усталостью в изделиях из ТРИП-сталей, способных блокировать зарождающиеся очаги разрушения образованием мартенсита деформации, где основой служит наклепанный аустенит [2]. Ожидаемый ресурс работы

изделий зависит от способности стали к формированию мартенсита деформации, а остаточный ресурс определяется количеством накопленного мартенсита. Учитывая огромную разницу между ферромагнитными свойствами мартенсита и парамагнетизмом аустенита, логически следует применение фазово-чувствительных магнитных свойств. Известны устройства, для определения содержания мартенсита путем измерения намагниченности насыщения [3]. Это довольно сложное оборудование, требующее создания сильных магнитных полей. Нами был выбран более простой путь определения содержания мартенсита по силе притяжения постоянного магнита – так называемый пондеромоторный метод, который используется в области неразрушающего контроля, но для других целей [4]. Были сконструированы и изготовлены опытные устройства для реализации данного метода и исследованы пластины торсионов несущего винта вертолета К-226, изготовленные из ТРИП-стали ВНС-9Ш (рис. 1)



Рисунок 1 – Приспособление для определения объемной доли мартенсита

Удалось выявить закономерности, связанные с исходным качеством материала и необходимые для оценки остаточного ресурса. Торсион, в котором итоговое измеренное содержание мартенсита составило 19% выдержал только 35 часов эксплуатации до разрушения отдельных пластин, что говорит о низкой способности стали данной партии к ТРИП-эффекту. Пластины, в которых конечное содержание мартенсита определено как 45%, выдержали 163 часа работы. В партиях пластин высокого качества, обеспечивающих заданный ресурс эксплуатации, измеренное содержание мартенсита изменяется от 48% в исходном состоянии до 76% в зоне усталостного разрушения. Именно в этом интервале возможно надежное прогнозирование остаточного ресурса.

Список литературы:

1. Корзникова, Г. Ф. Доменная структура и гистерезисные магнитные свойства ферромагнетиков с субмикрозернистой структурой: специальность 01.04.07 "Физика конденсированного состояния": автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук / Корзникова Галия Фердинандовна. – Уфа, 1992. – 18 с. – EDN ZKYXQV.
2. Кораблева, С. А. Особенности поведения трип-сталей в условиях статического и циклического деформирования: специальность 05.16.01 "Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов": автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук / Кораблева Светлана Александровна. – Москва, 2013. – 26 с. – EDN ZOZACN.
3. Методы выявления мартенсита деформации в аустенитно-ферритных сталях / М. Б. Ригмант, М. К. Корх, Д. И. Давыдов [и др.] // Дефектоскопия. – 2015. – № 11. – С. 28-42. – EDN VLQESJ.
4. ГОСТ Р 56542-2019. Неразрушающий контроль. Классификация видов и методов. – Введ. 01.12.2019. – Москва : Стандартинформ, 2019. – 12 с.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ MG-ZN-ZR,
ПОДВЕРГНУТОГО ЭКСТРУЗИИ, СОВМЕЩЕННОЙ С РКУП И
УЛЬТРАЗВУКОМ**

**Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Аксенов Д.А.¹, Рааб А.Г.^{1,3}, Шишкунова М.А.^{1,2},
Фаррахов Р.Г.², Сиразеева А.Р.¹**

¹*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия*

²*Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия*

³*Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Россия*
a.r.n@list.ru

В настоящее время широкий интерес вызывают разработки биорезорбируемых имплантационных систем. К биорезорбируемым относят материалы, отличающиеся постепенной деструкцией в физиологической среде с образованием нетоксичных продуктов распада, которые в последствии безопасно метаболизируются или выводятся из организма [1].

В настоящее время среди биорезорбируемых металлических систем сплавы на основе магния рассматриваются как наиболее перспективные для ортопедических применений. Однако, высокая и, как правило, неконтролируемая скорость коррозии, особенно в физиологической среде, низкие прочностные характеристики и чрезмерно активная водородная деполяризация, препятствующая процессу заживления кости, сдерживают широкое применение данных сплавов в качестве материала имплантатов [2].

В настоящем исследовании разработан совмещенный процесс, сочетающий в одной оснастке процессы экструзии, равноканального углового прессования и ультразвукового воздействия (Э-РКУП-УЗ), который направлен на устранение упомянутых выше недостатков. Отличительной особенностью предложенного метода является возможность получения полуфабрикатов большой длины в виде прутков.

Мы применили этот совмещенный процесс к магниевому сплаву системы Mg-Zn-Zr, чтобы продемонстрировать его технологическую осуществимость. В результате были получены длинномерные лабораторные образцы в виде прутков диаметром 10 мм. Длина полученных образцов составила 450-500 мм, поверхность гладкая, без дефектов. Было исследовано влияние температур деформирования равных 300 и 400 °С при скорости деформирования 5,6 мм/с, а также одновременного ультразвукового воздействия с амплитудой колебаний 5 мкм и частотой 20 кГц на структурные характеристики и свойства обработанных образцов.

Проведенные комплексные исследования структуры и свойств позволили установить, что разработанная схема совмещенной деформационной обработки в рамках выбранных режимов позволила получить однородные мелкозернистые структурные состояния. Наибольшее измельчение достигается при температуре деформирования равной 300 °С с одновременным приложением ультразвукового воздействия. Э-РКУП при 300 °С приводит к большему приросту плотности дислокаций, чем при 400 °С, что может быть связано со скоростями процессов полигонизации и рекристаллизации, увеличению микроискажений решетки и плотности дислокаций. Анализ полюсных фигур свидетельствует о размытии наследственной кристаллографической текстуры исходного состояния после Э-РКУП. При этом интенсивность пиков пирамидальных и базисных плоскостей при одновременном ультразвуковом воздействии несколько выше, чем для образцов после Э-РКУП без ультразвука. Это свидетельствует о направленном влиянии одновременного ультразвукового воздействия в рассматриваемой схеме Э-РКУП.

Максимальное упрочнение сплава Mg-5,8Zn-0,5Zr при Э-РКУП наблюдается при температуре деформирования равной 400 °С без ультразвукового воздействия – предел прочности при растяжении достигает 340 МПа. Однако, после деформирования с ультразвуком образцы демонстрируют повышенные значения относительного удлинения. Наилучшим параметром пластичности в 23 % обладает образец, подвергнутый Э-РКУП с ультразвуком при температуре 300 °С. Наиболее сбалансированным комплексом механических свойств обладают образцы, полученные при температуре 400 °С с УЗ: предел прочности равен 325 МПа, предел текучести достигает 230 МПа, а величина удлинения составила 17 %.

Электрохимические коррозионные испытания позволили установить, что образцы после разных режимов Э-РКУП показывают схожий уровень коррозионной стойкости. Наименьший ток коррозии равный 0,2154 А демонстрирует образец после Э-РКУП, проведенной при температуре 300 °С. Образцы с дополнительным ультразвуковым воздействием показывают соизмеримую с указанным образцом стойкость.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 22-79-10325-П).

Список литературы:

1. Chandra G., Pandey A. Biodegradable bone implants in orthopedic applications: a review // Biocybern. Biomed. Eng. – 2020. – Т. 40. – № 2 – С. 596–610.
2. Zarei A. et al. Improvement of Mg alloy corrosion resistance and apatite formation ability via PEO/Alginate/Akermanite hybrid coatings for biomedical purposes. // Ceram. Int. – 2024. – Т. 50. – № 12 – С. 20994–21007.

Процессы горения для синтеза тугоплавких материалов и получения изделий на их основе

Бажин П.М.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, Черногловка, Россия
bazhin@ism.ac.ru

В 1967 году советские ученые А.Г. Мержанов, И.П. Боровинская и В.М. Шкиро, работавшие в Черногловке, зарегистрировали необычное физико-химическое явление – «безгазовое» горение, получившее название «твердое пламя». Его ключевая особенность - сохранение твердого состояния исходных веществ и образующихся промежуточных и конечных соединений даже при экстремальном нагреве свыше 2000 °С, причем реакция обычно идет в бескислородной среде. Технология получила официальное наименование самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Сегодня СВС развивается в двух направлениях: синтетическом – получено более 1000 различных новых соединений и материалов, и конструкционном – получение готовых изделий.

В настоящем докладе пойдет речь о сочетании процессов СВС с высокотемпературным сдвиговым деформированием, которое способствовало развитию и созданию новых передовых энергоэффективных и энергосберегающих технологий (СВС-экструзия, свободное СВС-сжатие, СВС-измельчение, СВС-штамповка) для получения новых композиционных материалов и изделий на основе тугоплавких соединений заданной формы, размеров, состава, структуры и заданными эксплуатационными свойствами. Перспективность использования представленных методов обусловлена возможностью за десятки секунд проводить синтез тугоплавких материалов из порошков исходных компонентов и формовать изделия заданного размера и формы в одну технологическую стадию. Это позволяет значительно повысить производительность процесса изготовления изделий, свести к минимуму энергозатраты, значительно упростить оборудование. Подбирая соответствующим образом компоненты твердого сплава, связки и легирующих добавок, варьируя технологическими параметрами процессов СВС, возможно в широких пределах изменять механические, термические, коррозионные и другие свойства получаемых материалов и изделий.

Будет показано, что процессы фазо- и структурообразования материалов протекают в условиях сдвигового высокотемпературного деформирования. Именно эта особенность указанных методов привлекает к ним внимание как к процессам, в которых проявляется малоизученное свойство порошков тугоплавких неорганических соединений - способность к пластическому деформированию в области высоких температур (более 1000°С) и при сравнительно невысоких давлениях (менее 50 МПа). Для СВС характерны неравновесные механизмы фазо- и структурообразования продуктов синтеза. А для системы, находящейся в неравновесном состоянии, даже слабое воздействие может существенно изменить ее состояние.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №25-69-00056, <https://rscf.ru/project/25-69-00056>.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-V-B ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Базлов А.И., Занаева Э.Н., Убыйвов Е.В., Барушева М.А.

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
bazlov_misis@gmail.com*

Аморфные сплавы, известные с 1960 г. [1], нашли применение как магнитомягкие [2] и конструкционные материалы [3]. Их метастабильность обуславливает интерес к кристаллизации при нагреве, которая протекает через промежуточные метастабильные фазы [4] и, благодаря низким температурам превращения ($0,35-0,5 T_{пл}$), приводит к формированию наноструктур, существенно влияющих на магнитные [5] и механические свойства [6]. Появление высокоэнтропийных сплавов, содержащих в своем составе более >5 компонентов и имеющих однофазную ОЦК/ГЦК структуру [7], и обладающих замедленной диффузией [8], и применение такого подхода к выбору составов аморфных сплавов открыло новые возможности для получения аморфного состояния с высокой стеклообразующей способностью [9].

Данная работа посвящена исследованию фазовых превращений наблюдаемых при кристаллизации сплавов $(Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}Cr_xV_{(0,25-x)})_{83}B_{17}$, где $x=0,05; 0,1; 0,125; 0,2$. Слитки сплавов с номинальными составами выплавлялись в вакуумной дуговой печи с медным водоохлаждаемым тиглем и нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере аргона марки 5.5 (99,9995%). Быстрозакаленные ленты получали из выплавленных слитков методом литья на вращающийся медный диск с линейной скоростью поверхности 40 м/с. Толщина полученных лент составляет ~20 мкм, ширина ~1 мм.

Анализ фазового состава сплавов в закаленном состоянии и после термической кристаллизации проводился методом рентгеновской дифрактометрии. Структуру сплавов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием микроскопов Zeiss Libra 200 и JEOL 2100. Характеристические температуры сплавов определяли с использованием дифференциального термического анализа при постоянной скорости нагрева равной 40 К/мин. Нагрев проводили в атмосфере аргона марки 5.5 и тиглях из Al_2O_3 .

В работе методом быстрой закалки из жидкого состояния получены сплавы системы Fe-Co-Ni-Cr-V-B и исследован процесс их термической кристаллизации. Увеличение содержания ванадия в сплавах $(Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}Cr_{(0,25-x)}V_x)_{83}B_{17}$ приводит к формированию при закалке частично кристаллической структуры сплавов. Структура сплавов представляет собой смесь аморфной фазы с кристаллами ГЦК твердого раствора. Установлено, что увеличение содержания хрома в составе сплавов приводит к росту термической стабильности аморфной фазы, что выражается в повышении ее температуры кристаллизации. Показано что увеличение содержания хрома, так же повышает микротвердость сплавов в аморфном состоянии. Показано, что формирование в структуре сплавов $(Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}Cr_{(0,25-x)}V_x)_{83}B_{17}$ при закалке ГЦК кристаллов, так же повышает их микротвердость. Установлено, что вне зависимости от состава сплавы системы $(Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}Cr_{(0,25-x)}V_x)_{83}B_{17}$ имеют одинаковый порядок кристаллизации. На первой стадии кристаллизации из аморфной фазы формируется пересыщенный бором ГЦК твердый раствор, который после второй стадии кристаллизации является единственной фазой в структуре сплавов. И на третьей стадии кристаллизации наблюдается распад пересыщенного бором ГЦК твердого раствора с формированием боридов типа Me_3B_2 на основе хрома и ванадия.

Список литературы:

1. Klement W., Willens R.H., Duwez P. Non-crystalline Structure in Solidified Gold–Silicon Alloys // *Nature*. 1960. Vol. 187, № 4740. P. 869–870.
2. Inoue A., Kong F. Soft Magnetic Materials // *Encyclopedia of Smart Materials*. Elsevier, 2022. P. 10–23.
3. Suryanarayana C., Inoue A. Bulk metallic glasses: Second edition // *Bulk Metallic Glasses: Second Edition*. CRC Press, 2017. 1–520 p.
4. Ashby M., Greer A. Metallic glasses as structural materials // *Scr. Mater.* 2006. Vol. 54, № 3. P. 321–326.
5. Herzer G. Modern soft magnets: Amorphous and nanocrystalline materials // *Acta Mater.* Acta Materialia Inc., 2013. Vol. 61, № 3. P. 718–734.
6. Abrosimova G.E. et al. Nanostructure and microhardness of AL86NI11YB3 nanocrystalline alloy // *Nanostructured Mater.* 1999. Vol. 12, № 5–8. P. 617–620.
7. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Mater.* Elsevier Ltd, 2017. Vol. 122. P. 448–511.
8. Paul T.R., Belova I. V., Murch G.E. Analysis of diffusion in high entropy alloys // *Mater. Chem. Phys.* 2018. Vol. 210. P. 301–308.
9. Luan H. et al. Recent progress in high-entropy metallic glasses // *J. Mater. Sci. Technol.* 2023. Vol. 161. P. 50–62.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ОБРАЗЦЫ ИЗ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ ДЛЯ СТИМУЛИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бибихов Ю.В.¹, Семёнов А.С.^{1,2,3}, Семёнова М.Н.¹, Якушев И.А.¹

¹Политехнический институт (филиал) Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова в г. Мирном, Мирный, Россия

²Западно-Якутский научный центр Академии наук РС (Я), Мирный, Россия

³Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия
bebikhov.yura@mail.ru, sash-alex@yandex.ru, mariya_semyonova86@mail.ru, yakushevilya@mail.ru

Работа посвящена вопросам исследования переходных процессов при воздействии импульсным током высокой плотности на металлические образцы из меди и алюминия для стимулирования электропластической деформации (ЭПД). Эти процессы напрямую связаны с электропластическим эффектом (ЭПЭ), который проявляется в снижении сопротивления металла пластической деформации и увеличении его пластичности при пропускании импульсов тока высокой плотности в условиях механического нагружения выше предела текучести [1]. Поскольку медь и алюминий используются в массовом производстве проводов, выбор оптимальных параметров при стимулировании ЭПД этих металлов является особенно важной задачей.

В настоящее время существует множество различных теорий о механизмах стимулирования ЭПД, среди которых стоит выделить: пондеромоторное действие тока, электронный ветер, скин-эффект, поле Холла, локальный (джоулев) нагрев и спиновое разупрочнение [2]. Для обработки труднодеформируемых материалов важно достичь максимального эффекта ЭПД при минимальном перегреве [3], который может отрицательно сказаться на микроструктуре и свойствах металла. Поэтому исследование и анализ переходных процессов является актуальной задачей для оптимизации параметров импульсного тока высокой плотности.

Авторами была разработана математическая модель, включающая последовательное решение трёх связанных задач: электромагнитной, тепловой и механической. С учётом описания связи и включая обратную задачу, получили итоговую систему уравнений для нашего исследования:

$$\begin{cases} J = \sigma(T, \varepsilon) \cdot E, \quad \nabla \cdot J + \frac{\partial \rho}{\partial t} = 0; \\ \rho \cdot C_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k(T) \nabla T) + J \cdot E; \\ \nabla \cdot \sigma + f = 0, \quad \sigma = C(T) : (\varepsilon - \alpha(T)(T - T_0)I), \\ \text{при } \sigma_{eq} \leq \sigma_y(T); \\ Q_J = J \cdot E, \quad \sigma(T, \varepsilon) = \sigma_0(T) + P \varepsilon_{ii}. \end{cases} \quad (1)$$

Здесь два первых уравнения – это обобщённый закон Ома в локальной форме и уравнение непрерывности заряда, где: J – вектор плотности электрического тока, А/м²; $\sigma(T, \varepsilon)$ – удельная электропроводность материала, зависящая от температуры T (К) и деформации ε ; E – вектор напряжённости электрического поля, В/м; $\nabla \cdot J$ – дивергенция плотности тока; $\partial \rho / \partial t$ – скорость изменения плотности заряда ρ (Кл/м³) во времени t (с). Вторая строка – это нестационарное уравнение теплопроводности с внутренним источником тепла, где: ρ – плотность материала, кг/м³; C_p – удельная теплоёмкость, Дж/(кг·К); $\partial T / \partial t$ – скорость нагрева; $k(T)$ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К); ∇T – градиент температуры, К/м. Следующие уравнения характеризуют равновесие в

дифференциальной форме и линейно-упругий закон с учётом температурных деформаций, где: σ – тензор напряжений, Па; $\nabla \cdot \sigma$ – дивергенция тензора напряжений; f – вектор объёмных сил, Н/м³; $C(T)$ – тензор жёсткости, зависящий от температуры T , Па; ε – тензор полной деформации; $\alpha(T)$ – температурный коэффициент линейного расширения, 1/К; T_0 – начальная температура, К; I – единичный тензор; σ_{eq} – эквивалентное напряжение по Мизесу, Па; $\sigma_y(T)$ – предел текучести материала, зависящий от температуры T , Па. Последняя строка – это дополнительные уравнения источника тепла и модель пьезорезистивного эффекта, где: Q_J – мощность джоулева нагрева на единицу объёма, Вт/м³; $\sigma_0(T)$ – базовая проводимость, зависящая только от температуры T ; Π – некоторый коэффициент, характеризующий чувствительность проводимости к объёмной деформации; ε_{ii} – след тензора деформаций, где ii – направление изменения объёма.

Далее представлена пошаговая реализация разработанной модели в пакете программ MatLab. Используя геометрические параметры образцов в виде медной и алюминиевой проволоки, физические свойства металлов и параметры импульса тока, был составлен окончательный код компьютерной модели в MatLab.

В результате моделирования получили графики средней температуры образцов, напряжения по Мизесу, деформации проволоки и плотности тока. Температурный профиль показывает нагрев проволоки за счёт джоулева тепла. При заданных параметрах температура не превышает 400-450 К, что исключает перегрев. Напряжения по Мизесу демонстрирует, как импульсы тока приближают эффективное напряжение течения материала к его пределу текучести, тем самым открывая путь к пластической деформации. Деформация показывает скачкообразное удлинение образцов в моменты прохождения импульсов. Плотность тока визуализирует форму импульсов и их периодичность. Дополнительно проанализировано распределение температуры в сечениях проволоки, подтверждающее отсутствие скин-эффекта. Полученные здесь результаты были сопоставлены с результатами экспериментальных исследований, полученных авторами в ранней работе [4].

В заключении представлены выводы по работе и предложены практические рекомендации для стимулирования ЭПД, сводящиеся к оптимальному выбору параметров, необходимости контроля температуры и снижения плотности тока или частоты при превышении 450 К, увеличению плотности тока пропорционально площади сечения для более толстых образцов, необходимости учёта падения напряжения вдоль образца и корректировки амплитуды импульса при увеличении длины образца >1 м.

Благодарность: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-22-00690, <https://rscf.ru/project/25-22-00690/>

Список литературы:

1. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Савенко В.С. Кинетические процессы в металлах и сплавах при электроимпульсном воздействии, используемом для получения электропластического эффекта // Вестник Белорусско-Российского университета. – 2024. – № 4 (85). – С. 74-84.
2. Минько Д.В. Анализ перспектив применения электропластического эффекта в процессах обработки металлов давлением // Литье и металлургия. – 2020. – № 4. – С. 125-130.
3. Stolyarov V., Misochenko A. A pulsed current application to the deformation processing of materials // Materials. – 2023. – V. 16. – Is. 18. – No. 6270.
4. Morkina A.Y., Tarov D.V., Khalikova G.R., Semenov A.S., Tatarinov P.S., Yakushev I.A., Dmitriev S.V. Comparison of the effect of electroplasticity in copper and aluminum // Facta Universitatis. Series: Mechanical Engineering. – 2024. – V. 22. – Is. 4. – P. 615-632.

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Cu и Cr НА СМАЧИВАЕМОСТЬ И
КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti₂Ni****Большевич Е.А., Аникеев С.Г., Лобань В.В., Артюхова Н. В., Пахолкина С.А.***Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,**Россия*

bolshevich-elena@mail.tsu.ru

Развитие водородной энергетики требует создания безопасных, компактных и энергоэффективных систем хранения водорода. Традиционные методы, основанные на использовании сжатого или сжиженного газа, связаны с применением высоких давлений либо криогенных температур, что повышает энергозатраты и усложняет требования к оборудованию и инфраструктуре [1]. В качестве альтернативы рассматривается твердотельное хранение водорода в гидридах металлов и интерметаллических соединениях, способных обеспечивать высокую объемную плотность водорода при более умеренных условиях эксплуатации [3].

Среди гидридообразующих материалов значительный интерес представляют сплавы системы Ti–Ni, в частности Ti₂Ni, способный к обратимому взаимодействию с водородом и рассматриваемый как перспективная основа для материалов твердотельного хранения и электродов никель-металлгидридных систем [4]. Однако практическое применение Ti₂Ni ограничивается снижением емкости при циклировании, образованием необратимых гидридных фаз, окислением поверхности и деградацией материала вследствие структурных изменений [4]. Одним из способов направленного изменения свойств таких материалов является легирование: введение меди может влиять на фазовый состав и термодинамику гидридообразования, тогда как хром способен повышать устойчивость пассивной пленки за счет формирования стабильных оксидных соединений [5, 6].

Для оценки перспективности легированных сплавов на основе Ti₂Ni необходимо учитывать не только их гидридообразующие характеристики, но и состояние поверхности, определяющее взаимодействие материала с газовой или жидкой средой. Смачиваемость и свободная поверхностная энергия отражают химическую природу и энергетическое состояние поверхностного слоя, влияя на адсорбционные процессы и равномерность контакта с электролитом [7]. Коррозионная стойкость, в свою очередь, определяет стабильность материала в агрессивных средах и его устойчивость к электрохимической деградации [6]. В связи с этим целью настоящей работы являлось сопоставление влияния легирования медью и хромом на смачиваемость, свободную поверхностную энергию и электрохимическую коррозионную стойкость сплавов на основе интерметаллида Ti₂Ni.

Сплавы Ti₂Ni, Ti₂Ni–xCu (x = 5, 10, 15, 20 ат. %) и Ti₂Ni–yCr (y = 0,5; 1,0; 1,5 ат. %) получали индукционной плавкой в атмосфере аргона. Смачиваемость оценивали методом лежащей капли с использованием воды и глицерина; свободную поверхностную энергию рассчитывали методом Оуэнса–Вендта–Рабея–Каэбле. Коррозионные испытания проводили методом линейной вольтамперометрии в 3,47% растворе NaCl в трехэлектродной ячейке. Электрохимические параметры (потенциал коррозии, ток коррозии и поляризационное сопротивление) рассчитывали из Тафелевских зависимостей путем экстраполяции линейных участков анодной и катодной ветвей.

Установлено, что введение меди в диапазоне 5–20 ат. % практически не изменяет смачиваемость поверхности: краевой угол смачивания водой составляет 82–83°, глицерином – 67–68°, а поверхностная энергия изменяется в пределах 37–40 мН/м. Следовательно, объемные структурно-фазовые изменения при легировании Cu не

приводят к заметной перестройке поверхностного слоя. Его химическое состояние остается близким к исходному и определяется преимущественно оксидами титана.

Иной характер влияния наблюдается для хрома. При легировании Cr контактный угол смачивания водой уменьшается до 63° для состава $Ti_2Ni-1,5\%Cr$, что указывает на повышение гидрофильности. Наибольшая поверхностная энергия, 48 мН/м, зафиксирована для $Ti_2Ni-1\%Cr$. Эффект связывается с формированием оксидных соединений Cr_2O_3 и увеличением полярной составляющей поверхностной энергии.

Электрохимические испытания показали, что легирование хромом способствует повышению коррозионной стойкости сплавов на основе Ti_2Ni . Для Cr-содержащих образцов наблюдается снижение тока коррозии и увеличение поляризационного сопротивления по сравнению с исходным Ti_2Ni , что указывает на стабилизацию пассивного состояния поверхности. Данный эффект может быть связан с формированием более устойчивой оксидной пленки, содержащей соединения хрома.

Введение меди, напротив, сопровождается ухудшением электрохимического поведения материала. Для Cu-содержащих сплавов характерны более высокие значения тока коррозии и пониженное поляризационное сопротивление, что свидетельствует об ослаблении пассивности поверхности. Вероятной причиной является образование электрохимически неоднородной структуры и микрогальванических пар между Cu-содержащими областями и Ti-Ni-матрицей.

Таким образом, легирование Cr является более эффективным направлением модификации Ti_2Ni , поскольку повышает гидрофильность и стабилизирует пассивную пленку. Легирование Cu целесообразно рассматривать прежде всего как способ управления фазовым составом и гидридообразующими свойствами, однако при повышенных концентрациях меди требуется учитывать снижение коррозионной стойкости материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 25-79-10232.

Список литературы:

1. Züttel A. Materials for hydrogen storage / A. Züttel // *Materials Today*. – 2003. – Vol. 6, № 9. – P. 24–33.
2. Sakintuna B. Metal hydride materials for solid hydrogen storage: A review / B. Sakintuna, F. Lamari-Darkrim, M. Hirscher // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2007. – Vol. 32. – P. 1121–1140.
3. Luan B. Mechanism of early capacity loss of Ti_2Ni hydrogen-storage alloy electrode / B. Luan, N. Cui, H. Zhao, H. K. Liu, S. X. Dou // *Journal of Power Sources*. – 1995. – Vol. 55, № 1. – P. 101–106.
4. Dematteis E. M. Hydrogen storage properties of Mn and Cu for Fe substitution in $TiFe_{0,9}$ intermetallic compound / E. M. Dematteis, F. Cuevas, M. Latroche // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 851. – Art. 156075.
5. Takemoto S. Corrosion mechanism of Ti-Cr alloys in solution containing fluoride / S. Takemoto, M. Hattori, M. Yoshinari, E. Kawada, K. Asami, Y. Oda // *Dental Materials*. – 2009. – Vol. 25. – P. 467–472.
6. Owens D. K. Estimation of the surface free energy of polymers / D. K. Owens, R. C. Wendt // *Journal of Applied Polymer Science*. – 1969. – Vol. 13, № 8. – P. 1741–1747.

**СВЯЗЬ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ
БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi
ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ**

Большевич Е.А., Аникеев С.Г.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
bolshevich-elena@mail.tsu.ru*

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) широко применяются в медицинских изделиях благодаря сочетанию функциональных механических свойств и биосовместимости [1, 2]. При этом их надежность в биологической среде во многом определяется состоянием поверхности, в частности способностью формировать стабильную оксидную пленку, снижающую коррозионную активность и выход ионов Ni^{2+} [3, 4].

Одним из технологически простых и воспроизводимых способов модификации поверхности TiNi является термическое окисление на воздухе. При такой обработке на поверхности формируется оксидный слой, свойства которого зависят от температуры, времени выдержки, исходного состояния поверхности и состава сплава. Изменение температуры отжига может приводить к изменению толщины оксидной пленки, характера микрорельефа и шероховатости поверхности [5, 6]. Эти параметры важны для дальнейшего применения TiNi-материалов в биомедицинских изделиях, поскольку они влияют на контакт материала с физиологической средой, адсорбцию белков и клеточный отклик.

Целью работы было установить влияние температуры термообработки на воздухе на формирование оксидного слоя, морфологию поверхности и коррозионное поведение литого сплава на основе TiNi.

Сплав на основе TiNi получали методом индукционной плавки из губчатого титана и электролитического никеля. Из центральной части слитка методом электроэрозионной резки вырезали дисковые образцы диаметром 25 мм и толщиной 2 мм. После резки образцы механически шлифовали абразивной бумагой для удаления поверхностного слоя и получения воспроизводимого исходного состояния поверхности. Далее образцы подвергали отжигу на воздухе при 300, 350, 400, 450 и 500 °C в течение 60 мин.

Морфологию и элементный состав поверхности исследовали методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Топографию оценивали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) по параметру S_a . Коррозионное поведение изучали методом потенциодинамической поляризации в 0,9 % растворе NaCl.

SEM-анализ показал, что с увеличением температуры отжига морфология поверхности экспериментальных образцов последовательно изменяется. Исходная поверхность является относительно ровной и содержит следы механической шлифовки. После обработки при 300–350 °C полировочные риски становятся менее выраженными, а поверхность приобретает более сглаженный и однородный вид, что связано с формированием тонкой оксидной пленки.

EDX-анализ подтверждает прогрессирующее окисление поверхности: содержание кислорода увеличивается примерно с 1 ат. % в исходном состоянии до 17 ат. % после обработки при 500 °C. При этом относительные доли Ti и Ni в поверхностной области снижаются. Однако увеличение степени окисления само по себе не определяет защитные свойства поверхности.

Морфологическая эволюция имеет пороговый характер. После обработки при 300–400 °C поверхность остается сравнительно сглаженной: параметр S_a находится на уровне

около 6–7 нм. При 450–500 °С наблюдается резкий рост шероховатости до 121,9–138,8 нм, что свидетельствует о переходе к развитому и неоднородному оксидному рельефу. Таким образом, интервал между 400 и 450 °С можно рассматривать как морфологический порог, после которого дальнейший рост оксидного слоя сопровождается потерей компактности поверхности.

Коррозионные испытания подтвердили наличие такого порога. Для исходного TiNi потенциал коррозии ($E_{кор}$) составил – 306,2 мВ, ток коррозии ($I_{кор}$) – 0,187 мкА, а скорость коррозии ($C_{кор}$) – $2,49 \times 10^{-3}$ мм/год. После термической обработки при 300–400 °С наблюдалось резкое снижение электрохимической активности. Наилучший результат получен при 350 °С, где $C_{кор}$ снизилась примерно в 31 раз по сравнению с исходным состоянием, что указывает на формирование наиболее защитного состояния поверхности в данном температурном интервале.

При повышении температуры до 450–500 °С защитный эффект исчезал: ток и скорость коррозии резко возрастали и становились выше, чем для исходного образца. Вероятной причиной такого ухудшения является морфологическое усложнение поверхности, приводящее к увеличению эффективной площади контакта с электролитом и росту локальной электрохимической неоднородности.

Таким образом, воздушная термообработка TiNi эффективна только в ограниченном температурном интервале. Оптимальным режимом в исследованной серии является 350 °С, 60 мин. Полученные результаты показывают, что выбор режима окислительной обработки должен основываться не только на факте формирования оксидного слоя, но и на сохранении его компактной морфологии. Полученные результаты могут быть использованы при выборе режимов контролируемой поверхностной модификации TiNi-материалов для биомедицинских применений.

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

Список литературы:

1. Otsuka K. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // *Progress in Materials Science*. – 2005. – Vol. 50. – P. 511–678.
2. Shabalovskaya S. A. Surface, corrosion and biocompatibility aspects of Nitinol as an implant material / S. A. Shabalovskaya // *Bio-Medical Materials and Engineering*. – 2002. – Vol. 12. – P. 69–109.
3. Williams D. F. On the mechanisms of biocompatibility / D. F. Williams // *Biomaterials*. – 2008. – Vol. 29. – P. 2941–2953.
4. Firstov G. S. Surface oxidation of NiTi shape memory alloy / G. S. Firstov, R. G. Vitchev, H. Kumar [et al.] // *Biomaterials*. – 2002. – Vol. 23. – P. 4863–4871.
5. Xu C. H. Oxidation behavior of NiTi shape memory alloy at 450–750 °C / C. H. Xu, X. Q. Ma, S. Q. Shi [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 371. – P. 45–52.
6. Ng C. W. Estimation of titanium oxide layer thickness on thermally oxidized NiTi alloy based on color variations / C. W. Ng, A. S. Mahmud, M. N. Ahmad [et al.] // *Materials and Corrosion / Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. – 2022. – Vol. 53. – P. 47–55.

**ПРОТИВОКОРРОЗИОННОЕ ПОЛИУРЕТАНОВОЕ ПОКРЫТИЕ
СО ВВЕДЕННЫМИ В НЕГО УГЛЕРОДНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ ДЛЯ
ОБОРУДОВАНИЯ НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ**

Бондарь М.А., Латыпов О.Р.

*Уфимский государственный нефтяной технический университет,
улица Космонавтов, дом 1, 450064, г. Уфа, Россия
mikhailbondar7@gmail.com*

Оборудование нефтегазового комплекса (трубопроводы, резервуары, колонны, теплообменники) эксплуатируется в условиях одновременного воздействия агрессивных сред, высоких температур и абразивного износа. Коррозионные потери в России достигают 4–5 % ВВП, а более 50 % отказов оборудования связаны с коррозионно-эрозионным износом. Существующие методы защиты – ингибиторы, электрохимическая защита, легированные стали – либо дороги, либо недостаточно эффективны, либо влияют на качество продуктов переработки.

Наиболее перспективным решением является применение защитных лакокрасочных покрытий, однако традиционные составы на эпоксидной и кремнийорганической основах обладают недостаточной адгезией, износостойкостью и долговечностью. Введение углеродных наномодификаторов – углеродных нанотрубок и графеновой сажи – в полиуретановую матрицу позволяет существенно улучшить барьерные, механические и функциональные свойства покрытий.

Цель работы – создание защитного покрытия на основе полиуретановой матрицы, модифицированной углеродными наполнителями, обладающего повышенной адгезией, износостойкостью, коррозионной стойкостью и способностью упрочнять металлическую подложку [1-2].

В качестве подложки использовалась сталь 09Г2С. Базовая матрица – двухкомпонентная полиуретановая система. Наполнители – многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) и графеновая сажа (ГС). Композиции готовили методом «мастер-батча» с диспергированием в бисерной мельнице. Нанесение осуществляли пневматическим распылением, отверждение – 24 ч при 20 °С или 3 ч при 60 °С.

Для оценки свойств использован комплекс аттестованных методик. Адгезионную прочность определяли методом нормального отрыва по ГОСТ 32299-2013 и ГОСТ 27890-88 (грибки диаметром 15,15 мм). Износостойкость оценивали по ГОСТ 20811. Механические свойства системы «покрытие-металл» изучали при статическом растяжении по ГОСТ 1497. Структуру исследовали методом растровой электронной микроскопии (СЭМ).

Предварительные испытания показали, что немодифицированное полиуретановое покрытие обладает адгезией 3,71 МПа, что превосходит эпоксидные (2,8 МПа) и кремнийорганические (2,1 МПа) аналоги, а также сохраняет эластичность при отрицательных температурах.

Адгезионная прочность для оптимизированного состава (0,3 % ГС) составила $4,51 \pm 0,12$ МПа, что на 21 % выше базового полиуретана (3,71 МПа). Характер разрушения – когезионный по клею, что свидетельствует о превышении фактической прочности сцепления измеренного значения. Разработанное покрытие превосходит коммерческие аналоги в 1,6–2,1 раза.

Испытания на износостойкость показали, что введение ГС снижает потерю массы при абразивном воздействии в 2,8 раза по сравнению с толстым немодифицированным покрытием и в 1,4 раза – с тонким базовым покрытием. Потеря массы для состава с 0,3

% ГС составила 0,0728 г (для чистого полиуретана с большей толщиной – 0,2024 г, с сопоставимой толщиной – 0,1014 г).

Ключевым результатом является впервые установленный эффект повышения прочности металлической подложки. Испытания на растяжение стали 09Г2С показали, что предел прочности образца с покрытием достигает 743,3 МПа, что в 2,5 раза выше исходного значения (~300 МПа). Механизм упрочнения связан с проникновением полимерной композиции в поверхностные микротрещины и армированием приповерхностного слоя углеродными нанотрубками.

Покрытие рекомендуется для защиты трубопроводов, резервуаров, насосов, аппаратов подготовки нефти, колонн и теплообменников нефтегазового комплекса [3].

Список литературы:

1. Бондарь М.А., Латыпов О.Р. Подбор технологической основы интеллектуального антикоррозионного покрытия для защиты нефтеперерабатывающего оборудования // Вестник Югорского государственного университета. 2024. Т. 20, Вып. 2. С. 47–53. DOI: 10.18822/byusu20240247-53.
2. Бондарь М.А., Латыпов О.Р., Латыпова Д.Р. и др. Разработка состава интеллектуального покрытия для защиты нефтеперерабатывающего оборудования от коррозии // Нефтегазовое дело. 2022. Т. 20, № 2. С. 111–119. DOI: 10.17122/ngdelo-2022-2-111-119.
3. Латыпов О.Р. Эксплуатация нефтегазового оборудования в агрессивных средах: учебное пособие. Уфа: Изд-во УГНТУ, 2018. 204 с.

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ ОГНЕУПОРОВ ПРИ ДОБАВЛЕНИИ В ИХ СОСТАВ ЦИНКСОДЕРЖАЩИХ КОМПОНЕНТОВ

Брусницын И.Е., Земляной К.Г.

Уральский Федеральный Университет, Екатеринбург, Россия

Ilya.Brusnitsyn5@yandex.ru

Алюмосиликатные огнеупоры представляют самую значительную группу огнеупорных материалов и широко применяются в различных отраслях промышленности. Одним из главных свойств для огнеупоров считается термостойкость. Для увеличения термостойкости традиционно применяют 2 метода: первый метод основан на создании специальной микропористой структуры, второй предлагает увеличить теплопроводность огнеупора, за счет введения, например, карбида кремния или углерода. В алюмосиликатных огнеупорах муллит является фазой, которая повышает термостойкость, но образование муллита сопровождается выделением термодинамически неустойчивой стеклофазы и свободного кремнезема, что негативно сказывается на физико-химических свойствах [1-3]. В данной работе предлагается добавить цинксоодержащие добавки, которые в свою очередь образуют огнеупорные соединения как с оксидом алюминия – ганит, так и с оксидом кремния – виллемит.

Для оценки возможности использования оксида цинка и дигидрофосфата цинка для производства алюмосиликатных огнеупоров были разработаны следующие составы масс, представленные в таблице 1. Образцом сравнения выступает состав номер 1, который является стандартным изделием МЛС-62, выпускаемый на Сухоложском огнеупорном заводе.

Таблица 1. Составы масс

Название компонента	Содержание, в мас.%, в составе №								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Глина НУ-2	25	25	25	25	25	25	25	25	25
Лом БЛ	48	48	48	48	48	48	48	48	48
Реактивный глинозем	27	24	22	17	12	24	22	17	12
ZnO		3	5	10	15				
Zn(H ₂ PO ₄) ₂ *2H ₂ O						3	5	10	15

Образцы прессовали при давлении 100 МПа, в качестве связующего использовали укрепляющий раствор (глиняный шликер + раствор лигносульфоната) в количестве 7%, плотностью 1,20 г/см³. Обжиг производили при температуре 1400 °С с выдержкой 2 часа. Свойства образцов представлены в таблице 2.

Таблица 2. Свойства образцов

Номер состава	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Т, °С	1400								
Открытая пористость, %	20,2	20,6	21,3	22,8	15,4	19	18,9	4,4	2,2
Кажущаяся плотность, г/см ³	2,34	2,34	2,32	2,3	2,38	2,34	2,34	2,39	2,34
Изменение линейных размеров, %	0	0,2	-0,6	-0,5	-0,5	1,1	1,6	2,8	6,1

Предел прочности при сжатии, МПа	35,3	32,4	28,4	5,6	37,7	37,3	29,4	80,4	49
Термостойкость 950 °С – вода, количество теплосмен	102	102	102	102	55	102	66	5	11
Остаточная прочность после термоциклирования, %	80,6	89,4	93,1	96,2	-	68,4	-	-	-

По данным таблицы видно, что состав номер 5 с добавлением 15% оксида цинка показывает значительно меньшую пористость и высокий показатель кажущейся плотности – 2,38 г/см³ в сравнении с составом номер 1, а также рост образца в количестве 0,5% свидетельствует об образовании шпинельной фазы – ганит.

В рамках работы были разработаны составы алюмосиликатных огнеупоров с добавлением цинксодержащих добавок. Установлено, что при добавлении 15% оксида цинка образуется алюминат цинка – ганит и сокращается количество стеклофазы. Дальнейшие исследования должны быть направлены на изучение подконтрольного фазообразования алюминатов и силикатов цинка.

Список литературы:

1. Cameron W. E. Compositions and cell dimensions in mullite // American Ceramic Society Bulletin, 56, 1003-1011(1977).
2. Winter J. K., Ghose S. Thermal expansion and high-temperature crystal chemistry of the Al₂SiO₅ polymorphs // American Mineralogist, 74, 573-586(1979).
3. Kriven W. M., Pask J. A. Solid-Solution range and microstructure of melt grown mullite // Journal of the American Ceramic Society, 66, 649-654(1983).

**ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ TiNi НА СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССА ТРЕНИЯ
КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ Sn-Sb-Cu****Быков П.А.¹, Федорцов Р.С.¹, Черненко Д.В.¹, Калашников И.Е.¹, Колмаков А.Г.¹,
Михеев Р.С.²**¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук, Москва, Россия*²*Московский государственный технический университет имени Н.Э.Баумана, Москва, Россия*
pbykov@imet.ac.ru

Создание антифрикционных композиционных материалов (КМ) с необходимыми трибологическими характеристиками является одним из способов решения задач по повышению ресурса и преодоления или снижения вибрации в трибоузлах. Известно, что упругое поведение никелида титана (TiNi) при деформации способствует поглощению внешней нагрузки без пластической деформации. Это свойство может обеспечить долговременную устойчивость трибоузла, предотвращая образование трещин и увеличивая износостойкость КМ [1,2].

Для изготовления КМ методом экструзии использовали порошковый гидридно-кальциевый сплав производства ООО «Метсинтез», обладающий стабильностью фазового состава в области существования соединения TiNi [3] и баббит В83 в качестве матрицы. Испытывали образцы без армирования и с добавками частиц 3 и 6 масс.%. Трибологические испытания образцов проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-SpecimenTestSystem по схеме осевого нагружения: палец (образец) из исследуемого материала против вращающегося диска из стали (контртело). Испытания проводили при ступенчатом осевом нагружении 1, 2, 3, 4, 5 МПа, скорость испытания составляла 0,5 м/с. Фиксация значений коэффициента трения велась непрерывно в течение испытания с помощью программного обеспечения CETR.

Исследования КМ и структур поверхности трения с помощью рентгеноспектрального анализа и электронной микроскопии показали: качественное распределение частиц по всему объему материала, отсутствие оксидов и нитридов титана, сохранение эквивалентного соотношения Ti:Ni в армирующих частицах. Введение армирующих частиц TiNi в количестве 3 масс.% снижет средний коэффициент трения и износ материала при всех нагрузках относительно матричного сплава. Однако, средние значения коэффициентов трения не дают полной картины происходящих процессов при трении. Дополнительно оценку стабильности проводили, анализируя показатель стабильности [4] и карты плотности распределения значений коэффициента трения. Значения показателя стабильности соответствуют среднеквадратичному отклонению значений коэффициента трения. Минимальные значения показателя стабильности 0,01742 наблюдаются у образца В83+3%TiNi при удельной нагрузке 5 МПа, максимальные 0,04173 – у образца В83+6%TiNi при удельной нагрузке 2 МПа. Низкие значения показателя характеризуют процесс трения материала как более стабильный, т.е. протекающий без всплесков значений коэффициентов трения во всем интервале одной трибонагрузки. Карты плотности распределения значений коэффициента трения (рис. 1) отображают разброс значений коэффициента трения с учетом их частоты встречаемости. Идеальным вариантом является схождение всех значений в одной точке, что свидетельствовало бы об отсутствии вибраций. На рис. 1а видно, что на карте преобладает одна область с высокой плотностью значений коэффициента трения, на рис. 1б заметно формирование двух областей высокой плотности, что свидетельствует о менее стабильном процессе. Увеличение расстояния между такими областями

показывает увеличение различия в значениях коэффициента трения. Можно сделать вывод, что увеличение количества областей высокой плотности и расстояния между ними характеризует процесс трения как менее стабильный.

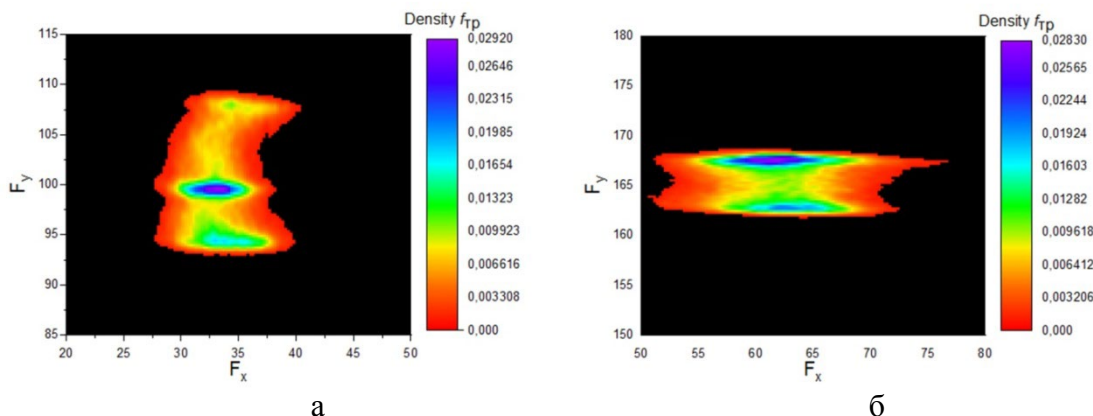


Рисунок 1. Плотность распределения значений коэффициентов трения образца Б83+3%TiNi при удельной нагрузке 3 МПа –а) и образца Б83+6%TiNi при удельной нагрузке 5 МПа– б). Ось F_y – осевая нагрузка, Н; ось F_x – сила трения, Н; Density f_{Tp} – плотность значений коэффициента трения.

Таким образом, в работе показано положительное влияние добавок интерметаллида TiNi в количестве 3 масс.% на стабильность процесса трения образцов композиционных материалов на основе баббита Б83. Армирование частицами TiNi позволяет сохранить антифрикционные свойства матрицы практически без изменений, снизить вибрации и стабилизировать процесс трения благодаря демпфирующим свойствам TiNi.

Благодарность: исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-29-00980, <https://rscf.ru/project/25-29-00980/>

Список литературы:

1. Jiang, H. Tailoring the transformation behavior and functionalities of TiNi alloy achieved by L-PBF in-situ alloying using TiNi and Ni powder mixture / H. Jiang, WD. Li, R. Xi et al. // Rare Metals. – 2025. – № 44. – P. 5793–5810. <https://doi.org/10.1007/s12598-025-03288-w>
2. Михеев, Р. С. Исследование структуры и свойств присадочных композиционных материалов на основе сплава Б83, армированного интерметаллидами / Р. С. Михеев, П. А. Быков, И. Е. Калашников и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2024. – № 7. – С. 15-20. <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2024-7-15-20>
3. Касимцев, А. В. Порошковый гидридно-кальциевый интерметаллид TiNi. / А. В. Касимцев, Г. В. Маркова, А. В. Шуйцев и др. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2014. – № 3. – С. 31–37. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2014-3-31-37>
4. Быков, П. А. Режимы изнашивания композиционных материалов на основе баббита, полученных методом горячего прессования/ П. А. Быков, И. Е. Калашников, Л. И. Кобелева и др.// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2023. – Т. 11. – № 89. – С. 89–97. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-11-89-97>

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЛАЗЕРНО-
ПРОВОЛОЧНОЙ НАПЛАВКИ И ПОДВЕРГНУТОГО РКУП**

Валеева А.Б., Усманов Э.И., Савина Я.Н., Валиев Р.Р.

Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

valeevaazaleaa@gmail.com

Аддитивные технологии всё шире применяются для изготовления деталей из титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V), востребованного благодаря сочетанию удельной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости [1, 2]. Одной из перспективных технологий 3D-печати является многослойная лазерно-проволочная наплавка, позволяющая получать крупногабаритные заготовки с высоким коэффициентом использования материала [3, 4].

Однако структура и свойства материала, полученного послойным наплавлением, заметно отличаются от свойств традиционно обработанного сплава: для него характерны крупнозернистая исходная β -фаза, неоднородность структуры по высоте и сечению заготовки, а также анизотропия механических свойств, связанная с направленным теплоотводом и многократными термическими циклами при наплавке [5-7]. Устранить эти недостатки позволяет последующая обработка методами интенсивной пластической деформации (ИПД), среди которых равноканальное угловое прессование (РКУП) хорошо зарекомендовало себя как способ формирования ультрамелкозернистой структуры и повышения прочности титана и его сплавов при сохранении удовлетворительной пластичности [8-10].

Так целью настоящей работы является проведение сопоставительного анализа микроструктуры, фазового состава и механических свойств 3D-напечатанного титанового сплава ВТ6 в продольном и поперечном сечениях относительно направления наплавки, а также установление закономерностей влияния РКУП на структуру и механические характеристики материала.

Исследования проводили на образцах сплава ВТ6, полученных на установке многослойной лазерно-проволочной наплавки (ПНИПУ, Пермь).

Анализ литературных данных показал, что РКУП горячекатаного сплава ВТ6 проводят в диапазоне температур 650–750 °C [11-13].

Подбор температурных режимов позволил достичь высокой целостности заготовок после 4–6 проходов РКУП при 750 °C в обоих сечениях. В результате были получены две заготовки: в продольном сечении после 4 проходов РКУП при 750 °C и в поперечном сечении после 6 проходов РКУП при 750 °C.

Микроструктуру образцов изучали с применением оптического микроскопа и растрового электронного микроскопа (РЭМ). Химический состав образцов определяли на РЭМ с помощью приставки с энергетическим дисперсионным спектрометром (ЭДС), анализируя спектры химических элементов на различных участках микроструктуры. Механические свойства оценивали посредством испытаний на одноосное растяжение и измерений микротвёрдости.

Установлено, что микроструктура исходного 3D-напечатанного сплава однородна в обоих сечениях и состоит из тонких пластин мартенситной α' -фазы шириной 0,8–1 мкм внутри крупных зёрен исходной β -фазы.

Химический состав материала соответствует традиционно получаемому сплаву ВТ6, при этом отмечено небольшое содержание железа (0,10–0,19 вес. %).

Рентгеноструктурный анализ подтвердил преимущественное содержание α/α' -фазы с долей β -фазы около 6%.

Механические испытания показали предел прочности 971–974 МПа, условный предел текучести 880–898 МПа при относительном удлинении около 15% и низкой анизотропии свойств между сечениями.

После РКУП мартенситная фаза частично распадается с образованием α -матрицы и дисперсных β -частиц, обогащённых ванадием; доля β -фазы возрастает до ~8%. Это сопровождается ростом прочностных характеристик (σ_B до 1163–1179 МПа, $\sigma_{0,2}$ до 1101–1153 МПа) и микротвёрдости при снижении пластичности до 9–10,5%.

Таким образом, 3D-напечатанный сплав ВТ6, полученный лазерно-проволочной наплавкой, демонстрирует однородную структуру и низкую анизотропию свойств в исходном состоянии, а последующая обработка методом РКУП открывает возможность дополнительного повышения его прочностных характеристик.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00445-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00445/>.

Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

Список литературы:

1. Froes F. H., Qian M. Titanium in Medical and Dental. Duxford: Woodhead Publishing, 2018. 630 p.
2. Veiga C., Davim J. P., Loureiro A. J. R. Properties and applications of titanium alloys: A brief review // Rev. Adv. Mater. Sci. 2012. V. 32, No. 2. P. 133–148.
3. Chainiau F. et al. Microstructure and fracture toughness of laser wire deposited Ti-6Al-4V // Journal of Alloys and Metallurgical Systems. 2024. Vol. 7. P. 100090.
4. Brandl E. et al. Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire, part I: Microstructural properties of single beads // Surface and Coatings Technology. 2011. Vol. 206. No. 6. P. 1120–1129.
5. Weng F. et al. Robust interface and excellent as-built mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated through laser-aided additive manufacturing with powder and wire // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2025. Vol. 32. No. 1. P. 154–168.
6. Marshall G. J. et al. Understanding the microstructure formation of Ti-6Al-4V during direct laser deposition via in-situ thermal monitoring // Jom. 2016. Vol. 68. No. 3. P. 778–790.
7. Wang H. et al. Laser-Directed Energy-Deposited Ti-6Al-4V: The Anisotropy of Its Microstructure, Mechanical Properties, and Fracture Behavior // Materials. 2025. Vol. 18. No. 10. P. 2360.
8. Raab G. I. et al. Prospects of development of new pilot-commercial SPD methods // Materials. Technologies. Design. 2019. Vol. 1. No. 2. P. 48–57.
9. Valiev R. Z. et al. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later // JOM. 2016. Vol. 68. No. 4. P. 1216–1226.
10. Valiev R. Z., Aleksandrov I. V. Bulk Nanostructured Metallic Materials. Moscow: Akademkniga, 2007. 398 p.
11. Li M. et al. Thermomechanical coupling simulation and experimental study in the isothermal ECAP processing of Ti-6Al-4V alloy // Rare Metals. 2010. Vol. 29. No. 6. P. 613–620.
12. Polyakov A. V. et al. Fatigue Life and Failure Characteristics of an Ultrafine-Grained Ti-6Al-4V Alloy Processed by ECAP and Extrusion // Advanced Engineering Materials. 2014. Vol. 16. No. 8. P. 1038–1043.
13. Arabi H., Ketabchi M., Alhosseini S. H. N. Mechanical and microstructural variations in ECAP of Ti-6Al-4V alloy with equiaxed microstructure // Rare Metals. 2022. Vol. 41. No. 8. P. 2732–2738.

НАНОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ИХ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ**Валиев Р.З.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

ValievRZ@uust.ru

Представленная в докладе концепция наноструктурного дизайна открывает новые возможности для получения металлических материалов с уникальным комплексом multifunctional свойств путем целенаправленного управления формированием ультрамелких зерен (УМЗ) и различных границ зерен (ГЗ) (малоугловых и большугловых, специальных и случайных, равновесных и неравновесных с деформационно-индуцированной сегрегацией легирующих элементов) с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД). В последние годы тема ИПД обработки, заключающаяся в подвергании материала сильной деформации под высоким давлением, получила активное развитие во всем мире как перспективный метод наноструктурирования материалов [1, 2]. В данном докладе, варьируя режимы и способы ИПД обработки для различных металлов и сплавов, демонстрируются возможности получения материалов с УМЗ структурой и различными границами зерен, а также рассмотрены их влияние на свойства материалов. Особый интерес представляет использование зернограничного дизайна для создания наноматериалов с так называемыми multifunctional свойствами, сочетающими высокие механические и функциональные свойства (очень высокую прочность и усталостную выносливость, коррозионную и радиационную стойкость, электропроводность и износостойкость), что обсуждается в докладе на основе результатов компьютерного моделирования и экспериментальных наблюдений за механизмами деформации в материалах с ультрамелкозернистой структурой и различными границами зерен [1, 3]. Представлены примеры инновационного применения таких материалов в машиностроении и медицине. Последние исследования и разработки в области металлических биоматериалов, таких как технически чистый титан и магниевые сплавы, свидетельствуют о том, что их наноструктурирование методами ИПД способствует значительному повышению прочности и усталостных характеристик, а также обеспечивает коррозионную стойкость, что позволяет создавать медицинские имплантаты усовершенствованной конструкции и с улучшенными биофункциональными свойствами для стоматологии и челюстно-лицевой хирургии [3, 4].

Доклад представлен в рамках научно-исследовательского проекта РНФ № 22-19-00445-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00445/>.

Список литературы:

1. R.Z. Valiev, B. Straumal, T.G. Langdon, Ann. Rev. Mater. Res., 52, 357-382 (2022)
2. K. Edalati et al, Mater. Res. Lett., 10:4, 163-256 (2022)
3. R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, M. Kawasaki, T.G. Langdon, Ultrafine-Grained Materials, SpringerNature, 2024
4. А.В. Боткин, Е.П. Волкова, О.Б. Кулясова, Р.З. Валиев, Российский журнал биомеханики. – 2026. – Т. 30, № 1. – С. 101–113.

**СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ЦИНКОВОГО СПЛАВА
Zn-1Ag-1Cu В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОСЛЕ ВОЛОЧЕНИЯ**

**Вебер А.В.¹, Плотников Д.Н.¹, Гайсина Г.И.¹, Поленок М.В.¹, Хафизова Э.Д.^{1,2},
Кузьмина У.Ш.¹, Шарафутдинова Л.А.¹**

¹ Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии
наук, Москва, Россия
angelinaveber@list.ru

Цинковые сплавы являются перспективной основой для биodeградируемых имплантатов благодаря оптимальной скорости коррозии и отсутствию водородного газообразования [1,2]. Низколегированные сплавы системы Zn-Ag-Cu, содержащие по 1 масс. % легирующих элементов, вызывают особый интерес, поскольку позволяют обеспечить антибактериальный эффект без риска превышения токсического порога [3,4]. Волочение как метод термомеханической обработки формирует ориентированную микроструктуру и потенциально способствует более равномерной коррозии, что может улучшить гомеостатическую совместимость [5]. Целью настоящего исследования являлся сравнительный анализ системной биосовместимости сплава Zn-1Ag-1Cu в исходном состоянии и после волочения.

Исследование выполнено на самцах крыс линии Wistar, разделенных на три группы: контроль (ложная операция), первая опытная (имплантация Zn-1Ag-1Cu исходный) и вторая опытная (имплантация Zn-1Ag-1Cu после волочения). Цилиндрические пины имплантировали подкожно в среднегрудную паравerteбральную область. На 28-е сутки проводили гистологическое исследование печени с количественным морфометрическим анализом (площадь гепатоцитов и ядер, ядерно-цитоплазматическое отношение (ЯЦО), подсчет двуядерных гепатоцитов) и биохимический анализ сыворотки крови (уровень АЛТ, АСТ, ЩФ, α-амилазы, концентрация общего белка, альбумина, мочевины и др.).

У крыс контрольной группы все изученные показатели находились в пределах физиологической нормы. У крыс первой опытной группы уровень АСТ в крови незначительно превышал контрольные значения, а концентрация α-амилазы была повышена. Содержание АЛТ, общего белка, альбумина и мочевины сохранялось в пределах нормы. По результатам морфометрического анализа выявлено умеренное увеличение площади гепатоцитов, небольшое снижение ядерно-цитоплазматического отношения и незначительное уменьшение числа двуядерных гепатоцитов. Воспалительная инфильтрация в паренхиме печени отсутствовала. Во второй опытной группе все исследуемые показатели находились в пределах верхней границы нормы.

Таким образом, на основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что низколегированный сплав Zn-1Ag-1Cu после волочения представляет собой перспективный материал для биodeградируемых медицинских имплантатов, сочетающий антибактериальные свойства серебра и меди с благоприятным профилем системной биосовместимости.

Список литературы:

1. Hernández-Escobar D., Champagne S., Yilmazer H. [et al.] Current status and perspectives of zinc-based absorbable alloys for biomedical applications // Acta Biomaterialia. – 2019. – Vol. 97. – P. 1–22. – DOI: 10.1016/j.actbio.2019.07.034.
2. Venezuela J., Dargusch M.S. The influence of alloying and fabrication techniques on the mechanical properties, biodegradability and biocompatibility of zinc: A comprehensive

review // *Acta Biomaterialia*. – 2019. – Vol. 87. – P. 1–40. – DOI: 10.1016/j.actbio.2019.01.035.

3. Tang Z., Huang H., Niu J. [et al.] Design and characterizations of novel biodegradable Zn-Cu-Mg alloys for potential biodegradable implants // *Materials & Design*. – 2017. – Vol. 117. – P. 84–94. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.12.075.

4. Lansdown A.B.G. A pharmacological and toxicological profile of silver as an antimicrobial agent in medical devices // *Advances in Pharmacological Sciences*. – 2010. – Vol. 2010. – Art. 910686. – DOI: 10.1155/2010/910686.

5. Martynenko N.S., Anisimova N.Yu., Kiselevskiy M.V. [et al.] Structure, mechanical characteristics, biodegradation, and in vitro cytotoxicity of a novel biodegradable Zn-based alloy for biomedical applications // *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials*. – 2020. – Vol. 108, № 7. – P. 2919–2934. – DOI: 10.1002/jbm.b.34620.

6. Gaetke L.M., Chow-Johnson H.S., Chow C.K. Copper: toxicological relevance and mechanisms // *Archives of Toxicology*. – 2014. – Vol. 88, № 11. – P. 1929–1938. – DOI: 10.1007/s00204-014-1355-y.

**СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ
БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ**

**Вебер А.В.¹, Шарафутдинова Л.А.¹, Плотников Д.Н.¹, Сергеев А.А.², Мерсон Е.Д.²,
Хафизова Э.Д.^{1,3}**

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Россия*

³*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии
наук, Москва, Россия
angelinaveber@list.ru*

Разработка биodeградируемых магниевых сплавов для временных ортопедических имплантатов требует тщательной оценки системной токсичности продуктов их коррозии, в частности, в отношении печени как основного органа детоксикации [1,2]. Легирование алюминием, улучшающее механические свойства сплавов, сопряжено с риском гепатотоксичности из-за доказанной способности ионов Al^{3+} ингибировать митохондриальные ферменты и индуцировать оксидативный стресс [3,4]. Целью настоящего исследования являлся сравнительный анализ системной биосовместимости пинов из высокочистого магния (Mg95) и алюминий-содержащего сплава (MA2-1).

Исследование выполнено на самцах крыс линии Wistar, разделенных на 3 группы: контроль (ложная операция), 1-я опытная (имплантация Mg95) и 2-я опытная (имплантация MA2-1). Цилиндрические пины имплантировали подкожно в 4 анатомические зоны (паравerteбральные карманы). На 28-е сутки проводили биохимический анализ сыворотки крови (активность АЛТ, АСТ, ЩФ, α -амилазы, концентрация общего белка, альбумина, мочевины и др.) и гистологическое исследование печени с количественным морфометрическим анализом (площадь гепатоцитов и ядер, ядерно-цитоплазматическое отношение (ЯЦО), подсчет двуядерных гепатоцитов).

При имплантации пинов из высокочистого магния (Mg95) в первой опытной группе выявлена умеренная зернистая дистрофия печени без признаков воспалительной инфильтрации, что подтверждалось результатами морфометрического анализа. Наблюдалось увеличение площади гепатоцитов на 19% и статистически значимое снижение ЯЦО до $0,24 \pm 0,006$ ($p < 0,05$). В крови наблюдалось изолированное повышение активности АСТ до 122,00 ед/л [96,20;147,80] при нормальном уровне АЛТ.

Имплантация MA2-1 вызвала выраженные патологические изменения в печени: гидропическую и баллонную дистрофию гепатоцитов с очаговой лимфомакрофагальной инфильтрацией паренхимы. Площадь гепатоцитов возросла на 64%, а ЯЦО критически снизилось до $0,18 \pm 0,006$ ($p < 0,05$). Количество двуядерных гепатоцитов уменьшилось до $12,88 \pm 0,75$. В сыворотке крови зафиксировано снижение активности АЛТ до 47,55 ед/л [47,10;48,00] ($p < 0,05$), двукратное повышение уровня мочевины и увеличение общего белка до 70,46 г/л [66,41;74,52], что указывает на системный воспалительный ответ.

Результаты свидетельствуют о различных механизмах гепатотоксичности [5]. Умеренный митохондриальный стресс, вызванный имплантацией пинов из высокочистого магния (Mg95), является обратимой реакцией, подтвержденной сохранностью синтетической функции печени и отсутствием воспаления [3, 6]. Напротив, снижение активности АЛТ при имплантации алюминий-содержащего сплава (MA2-1), интерпретируется не как сохранность гепатоцитов, а как маркер токсического ингибирования синтеза белка ионами алюминия, что на фоне баллонной дистрофии и воспалительной инфильтрации является признаком тяжелой гепатодепрессии [5]. Таким

образом, материалы из высокочистого магния (Mg95) обладают значительно более высоким профилем системной биосовместимости по сравнению с алюминий-содержащим сплавом (MA2-1), что делает его более безопасной основой для разработки биорезорбируемых медицинских изделий.

Список литературы:

1. Amukarimi, S. Biodegradable magnesium-based biomaterials: an overview of challenges and opportunities/ S. Amukarimi, M. Mozafari // *MedComm*. – 2021. – Vol. 2, № 2. – P. 123–144.
2. *In vivo* degradation and tissue response of magnesium alloys: a comprehensive review/ J. Dong, J. Lin, J. Li [et al.] // *Acta Biomaterialia*. – 2022. – Vol. 150. – P. 1–21.
3. Igbokwe, I. O. Aluminium toxicosis: a review of toxic actions and effects/ I. O. Igbokwe, E. Igwenagu, N. A. Igbokwe // *Interdisciplinary Toxicology*. – 2019. – Vol. 12, № 2. – P. 45–70.
4. Proliferative and nonproliferative lesions of the rat and mouse hepatobiliary system/ B. Thoolen, R. R. Maronpot, T. Harada [et al.] // *Toxicologic Pathology*. – 2010. – Vol. 38, № 7. – P. 5–81.
5. McGill, M. R. Biomarkers of drug-induced liver injury: progress and challenges / M. R. McGill, H. Jaeschke // *Expert Review of Gastroenterology & Hepatology*. – 2021. – Vol. 15, № 8. – P. 861–874.
6. Aluminum poisoning with emphasis on its mechanism and treatment of intoxication/ M. R. Rahimzadeh, M. R. Rahimzadeh, S. Kazemi [et al.] // *Emergency Medicine International*. – 2022. – Vol. 2022. – P. 1–13. – DOI: 10.1155/2022/1480553.

**РОЛЬ СПИНОДАЛЬНОГО РАСПАДА В ФОРМИРОВАНИИ
ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $\text{Fe}_{13}\text{Ga}_9$ В СПЛАВАХ Fe-Ga**

Вершинина Т.Н.¹, Головин И.С.², Балагуров А.М.¹

¹Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия

²Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

vershinina@nf.jinr.ru

Отличительной особенностью сплавов Fe-Ga является их высокая магнитострикция насыщения с двумя максимумами, которые соответствуют 19 и 27 ат.% Ga. Если природа первого максимума в значительной степени установлена, то происхождение второго до настоящего времени остаётся предметом активного обсуждения. Одним из факторов, способных определять магнитострикционные свойства сплавов с содержанием галлия > 27 ат.%, является образование интерметаллидных фаз. Одной из таких фаз является $\text{Fe}_{13}\text{Ga}_9$, которая в более ранних работах упоминалась как ω -подобная фаза [1]. Вместе с тем механизм формирования интерметаллида $\text{Fe}_{13}\text{Ga}_9$ остаётся недостаточно изученным. В работах [2, 3] было показано, что образование $\text{Fe}_{13}\text{Ga}_9$ связано со спиновальным распадом пересыщенного твёрдого раствора. Однако прямое экспериментальное подтверждение этому до настоящего времени отсутствовало.

В настоящей работе представлены результаты *in situ* нейтронографических исследований сплава $\text{Fe}_{66}\text{Ga}_{34}$, направленных на экспериментальное подтверждение роли спиновального распада в формировании интерметаллида $\text{Fe}_{13}\text{Ga}_9$. Исследования выполнены на Фурье-дифрактометре высокого разрешения (ФДВР, ИБР-2), который позволяет проводить измерения как в режиме высокого разрешения ($\Delta d/d \approx 0,0015$), так и в режиме высокой интенсивности со средним разрешением ($\Delta d/d \approx 0,015$).

После закалки от 900 °С в сплаве сформировалась двухфазная структура, состоящая из ~90% В2-фазы и ~10% интерметаллида $\text{Fe}_{13}\text{Ga}_9$, что было подтверждено измерениями в режиме высокого разрешения.

Для подтверждения протекания спиновального распада выполнен *in situ* эксперимент в режиме высокого разрешения. После нагрева образца до 270 °С дифракционные спектры регистрировались каждый час в течение 30 часов (рис. 1). Уже в процессе нагрева по обе стороны от рефлекса (200) появляются сателлитные пики,

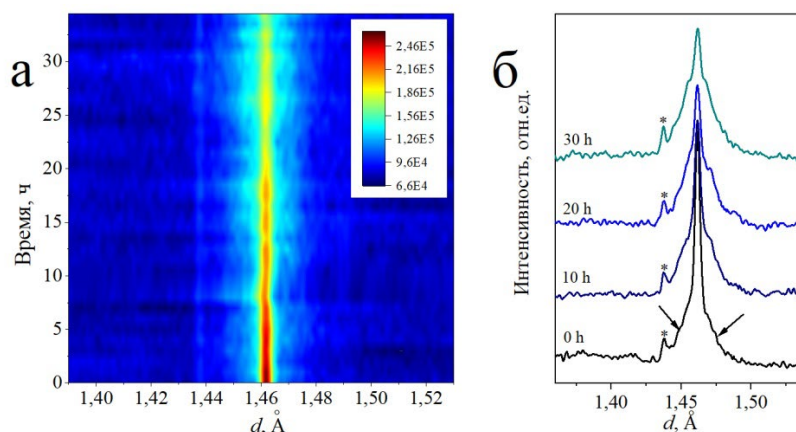


Рисунок 1. 2D визуализация эволюции пика (200) В2-фазы сплава $\text{Fe}_{66}\text{Ga}_{34}$ в закалённом состоянии в ходе отжига при 270 °С (а), профили пика (200) В2-фазы, измеренные при различных температурах (б). Стрелками обозначены формирующиеся сателлиты. Пик, связанный с рассеянием нейтронов на элементах печи, отмечен символом (*).

соответствующие ОЦК-фазам ВСС_I и ВСС_{II} с пониженным и повышенным содержанием галлия. Последующий рост их интенсивности свидетельствует о развитии спинодального распада.

Помимо этого, в режиме высокой интенсивности был проведен *in situ* эксперимент, в ходе которого осуществлялся непрерывный нагрев до 420 °С со скоростью 2 °С/мин. Первые изменения фазового состава были зарегистрированы в интервале температур 350-380 °С - наблюдалось резкое увеличение объёмной доли интерметаллида Fe₁₃Ga₉ (рис. 2а). При температуре около 375 °С дополнительно появляются дифракционные пики фазы Fe₁₃Ga₁₃. Для мониторинга процесса спинодального распада было проведено определение ширины дифракционного пика (200) на различных уровнях его амплитуды (рис. 2б). Установлено, что увеличение ширины пика на уровне 1/4 высоты начинается уже при ~230 °С, то есть задолго до выделения Fe₁₃Ga₉. По мере развития спинодального распада и роста объёмных долей фаз ВСС_I и ВСС_{II} изменение формы суммарного дифракционного профиля становится более выраженным, вследствие чего рост ширины пика последовательно проявляется на более высоких уровнях: при ~260 °С начинает увеличиваться ширина на полувысоте, а при ~270 °С - на уровне 3/4 высоты пика. В диапазоне 310-360 °С ширина профилей остается практически постоянной. Последующее резкое увеличение ширины пиков при температурах выше ~360 °С связано с интенсивным ростом объёмной доли интерметаллида Fe₁₃Ga₉, чьи пики накладываются на пики В2 фазы. Это указывает на то, что выделение интерметаллида начинается после завершения спинодального распада и происходит преимущественно в областях, обогащенных галлием.

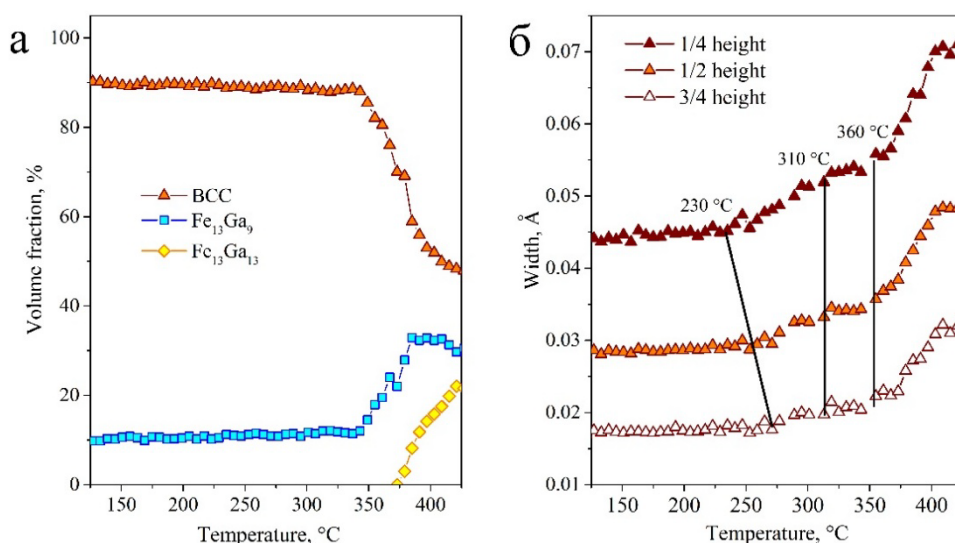


Рисунок 2. Эволюция фазового состава закаленного от 900 °С сплава Fe₆₆Ga₃₄ (а) и ширины пика (200) на разных высотах (б) при нагреве до 420 °С со скоростью 2 °С/мин.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 26-13-00152

Список литературы:

1. Leineweber A. Monoclinic ω -phase related Fe₁₃Ga₉ as precipitate in Fe-~27 at%Ga Galfenol-type alloys // Materials Today Communications. - 2026. - 50. - 114105.
2. Guan C. et.al. Atomic-scale insights into ω -variants in galfenol triggered by displacive-diffusive transformation // Materials Design. - 2021. - V. 205. - 109745.
3. Vershinina T. N. et.al. Influence of initial state and heating rate on phase transformation in Fe₆₆Ga₃₄ alloy // Journal of Alloys and Compounds. - 2025. - V.1039. - 182962.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Волкова Е.П., Боткин А.В.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа,
Ervolkova@mail.ru*

В настоящее время активно ведутся исследования в разработке биоразлагаемых и биосовместимых материалов из магниевых сплавов для применения в биомедицине в качестве имплантатов [1,2]. Одним из наиболее перспективных направлений является создание в них ультрамелкозернистой структуры, что возможно с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД), в частности равноканальное - угловое прессование (РКУП) [3,4]. Однако применение РКУП для магниевых сплавов затруднено в связи с быстрым повреждением заготовок вследствие ограниченной пластичности этих сплавов, имеющих преимущественно одну базисную систему скольжения [5]. В работе [6] показано эффективное решение этой проблемы путем использования перед ИПД предварительной деформации заготовок многопроходным редуцированием в режиме повышенных температур, позволяющей значительно увеличить деформационную способность магниевого сплава. Однако данная технология обладает существенным недостатком – трудоемкостью и длительностью процесса, ограниченностью размеров получаемых образцов.

В данной работе представлены результаты компьютерного моделирования и экспериментального исследования предварительной термомеханической обработки с использованием оригинальной оснастки, включающей экструзию, совмещенную с проходом РКУП, для дальнейшего получения прутков с ультрамелкозернистой структурой из магниевых сплавов Mg-1Zn-0,18Ca и Mg-2Zn-1Gd, необходимых для изготовления медицинских имплантатов на современных станках для резания с ЧПУ. С помощью компьютерного моделирования определена оптимальная геометрия матрицы, обеспечивающая равномерный сдвиг в зоне деформации в процессе предварительной термомеханической обработки.

Для измерения микротвердости (HV) использовали метод Виккерса, измерение проводили по диаметру образца на микротвердомере Emco-TestDurascan 50 с нагрузкой 0,1 Н и временем выдержки 10 с. Плоские образцы с размерами рабочей части 4×1×0,65 мм³ были испытаны на одноосное растяжение на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре со скоростью нагружения 10⁻³ с⁻¹. Результаты механических испытаний приведены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты испытаний на растяжение и измерения микротвердости

Сплав, состояние, коэффициент вытяжки λ	Микротвердость, HV	Предел прочности σ_B , МПа/МПа	Относительное удлинение δ , %
Mg-2Zn-1Gd, исходный	52,3	202	14
Mg-2Zn-1Gd, после прямой экструзии, $\lambda=9$ [7]	63	338	23
Mg-2Zn-1Gd, после экструзии, совмещенной с РКУП, $\lambda=6,25$	60	260	30
Mg-1Zn-0,18Ca, исходный	56,1	155	15
Mg-1Zn-0,2Ca, после прямой экструзии, $\lambda=5$ [8]	-	285	12
Mg-1Zn-0,18Ca, после экструзии, совмещенной с РКУП, $\lambda=6,25$	54,4	219	23

На основании проведенного физического эксперимента следует, что при экструзии, совмещенной с РКУП, по сравнению с прямой экструзии, пластичность получаемых образцов значительно выше, что увеличивает их деформационную способность для последующих этапов ИПД обработки.

Работа выполнена при поддержке РНФ № 24-43-20015. Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УУНиТ».

Список литературы:

1. Medeiros M.P., Lopes D.R., Kawasaki M., Langdon T.G., Figueiredo R.B. An Overview on the Effect of Severe Plastic Deformation on the Performance of Magnesium for Biomedical Applications. // *Materials*, 2023, V. 16, P. 2401.
2. Zhao D., Witte F., Lu F., Wang J., Li J., and Qin L. Current Status on Clinical Applications of Magnesium Based Orthopaedic Implants: A Review from Clinical Translational Perspective // *Biomaterials*, 2017, vol. 112, pp. 287–302.
3. Валиев Р.З., Жияев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. СПб.: Эко-Вектор, 2017. 479 с.
4. Figueiredo R.B., Langdon T.G. (2009) Principles of grain refinement and superplastic flow in magnesium alloys processed by ECAP // *Materials Science and Engineering: A*, 501 (1-2), pp. 105-114.
5. Zhou T., Zhang Q., Li Q., Wang L., Li Q., & Liu D. Simultaneous enhancement of both strength and ductility by a novel differential-thermal ECAP process in Mg-Sn-Zn-Zr alloy // *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 889, 161653.
6. Botkin, A.V., Valiev, R.Z., Volkova, E.P. et al. Effect of Preliminary Deformation on the Formation of Ultrafine-Grained Structure during Equal Channel Angular Pressing of Magnesium Alloys // *Phys Mesomech.*, 2024, Vol. 27., P. 678–686.
7. Miao H., Zhang D., Chen C., et al. Research on Biodegradable Mg–Zn–Gd Alloys for Potential Orthopedic Implants: In Vitro and in Vivo Evaluations // *ACS Biomaterials Science & Engineering*, 2019, V.5, pp. 1623–1634.
8. Merson D.L., Brilevsky A.I., Myagkikh P.N., Markushev M.V., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid..Lett // *Mater.*, 2020, 10(2), pp. 217-222.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА TiNi В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Воробьёв Е.В.^{1,2}, Чуракова А.А.^{1,2}

¹Уфимский университет науки и технологий

²Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа
z.vorobyov@mail.ru

Сплав TiNi обладает такими свойствами как эффект памяти формы и сверхупругость. Кроме того, данные сплавы имеют высокие прочностные характеристики, высокую биосовместимость и коррозионную стойкость. Свойства данного сплава зависят от проведения термомеханической обработки.

Цель данной работы заключается в анализе влияния термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава TiNi.

В рамках данной работы исследован сплав с содержанием никеля 50,45 ат. %. Исследования проводились на крупнозернистых (КЗ) образцах, закалённых с 800 °С, а также на образцах после равноканального углового прессования (РКУП) с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Термообработка (ТО) проводилась в температурном диапазоне от 100 до 650 °С. Исследования микроструктуры проводили на сканирующем и просвечивающем электронном микроскопе (СЭМ, ПЭМ). Механические свойства исследованы методом растяжения при скорости 10^{-3} с^{-1} .

После закалки сплав находится в аустенитном состоянии с размером зерна порядка 38-39 мкм. Проведение термической обработки в диапазоне температур 100-650 °С не привело к изменению среднего размера зерна.

Отжиг при 250 °С в течение 48 ч и 350 °С в течение 1 ч привёл к образованию большого количества двойников фазы B19'. После отжига при 430 °С на снимках наблюдается R-фаза. Большое количество малых линзовидных частиц Ti_3Ni_4 , располагающихся как внутри, так и на границах зёрен при температуре отжига 430-500 °С, а также множество скоплений дислокаций наблюдаются на снимках с ПЭМ. С повышением температуры отжига размер частиц вырос с 53 ± 4 до 109 ± 9 нм. После отжига при 600 °С наблюдаются аустенитные зёрна с малым количеством дефектов.

Предел прочности сплава в КЗ состоянии с увеличением температуры отжига вплоть до 450 °С монотонно растёт. Прочность выросла с 1013 МПа до 1262 МПа, а относительное удлинение после отжига при 450 °С значительно снизилось с 51 % до 15,5 %.

Проведение РКУП привело к неоднородности структуры, наблюдаются вытянутые зёрна с большим количеством дислокаций. Средний размер зерна составил 310 нм, небольшой рост размера зёрен наблюдается при температуре отжига 400-500 °С. Дальнейшее повышение температуры отжига до 550 °С и выше приводит к росту структурных элементов в результате рекристаллизации.

После ТО при 250-400 °С в структуре встречаются отдельные зерна с большеугловыми границами практически без дефектов. В диапазоне температур отжига 100-450 °С наблюдаются нанодвойники мартенсита B19'. ТО при 430-450 °С привело к образованию большого количества двойников и дислокационных скоплений на границах мартенсит-аустенит, образовавшиеся в результате деформации и фазового наклепа. После отжига при 430 °С на картинах электронной дифракции наблюдаются характерные строчки рефлексов, соответствующие частицам Ti_3Ni_4 . Отжига при температуре 650 °С привёл к тому, что в структуре наблюдаются аустенитные зёрна без дефектов.

Проведение отжига и увеличение его температуры сплава в УМЗ состоянии приводит к росту прочностных характеристик в диапазоне температур 100-400 °С. Прочность выросла с 1129 МПа до 1313 МПа. Однако пластичность снизилась с 36,6% после РКУП до 14,7 % после отжига при 400 °С.

Сплав TiNi в КЗ состоянии показал высокую термостабильность во всём температурном диапазоне. В УМЗ состоянии сплав показал себя стабильно при отжигах до 500 °С, далее наблюдается интенсивный рост зёрен в результате рекристаллизации.

В результате проведения термообработки структурно-фазовый состав сплава меняется, что также оказывает влияние на его механические свойства. Прочность сплава растёт при проведении отжигов как в КЗ, так и в УМЗ состояниях в результате увеличения объёмной доли фазы В19' и образования когерентных частиц Ti_3Ni_4 . Однако, отжиг и увеличение его температуры ведёт к стремительному снижению пластичности сплава.

**АНАЛИЗ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ В ВИДЕ $\{111\}$ -ПЛАСТИН В АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВАХ НА ПРИМЕРЕ ОМЕГА-ФАЗЫ**

Газизов М.Р., Газизова М.Ю.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
gazizov@bsuedu.ru*

Дисперсионно-твердеющие сплавы системы Al-Cu-Mg-Ag находят широкое применение в авиакосмической технике благодаря уникальному сочетанию высокой удельной прочности, вязкости разрушения и сопротивления ползучести при температурах вплоть до 200°C [1]. Ключевым фактором, обеспечивающим этот комплекс свойств, является формирование при старении наноразмерных пластин Ω -фазы, ориентированных строго параллельно кристаллографическим плоскостям $\{111\}_{\text{Al}}$ алюминиевой матрицы. Пластины Ω -фазы обладают слоистой атомной структурой: их ядро состоит из орторомбической модификации θ -фазы (θ -о, пространственная группа $Fmmm$, $a = 0,496$ нм, $b = 0,856$ нм, $c = 0,848$ нм), а плоские межфазные границы обогащены серебром и магнием (слои Ag_2Mg) и медью (слои Cu_i) [2].

Несмотря на обширный объём публикаций, посвящённых анализу кристаллической структуры и морфологии Ω -фазы, количественные закономерности формирования и релаксации внутренних напряжений, а также их влияние на кинетику огрубления и механизмы упрочнения оставались малоизученными. Между тем, объемное и структурное несоответствие кристаллических решёток частицы и матрицы индуцирует сложное напряжённо-деформированное состояние, которое включает как нормальные деформации в направлении $\langle 111 \rangle_{\text{Al}}$, так и сдвиговые компоненты в плоскости залегания пластины [2]. Цель настоящей работы - установить закономерности эволюции полей напряжений и деформаций с изменением толщины $\{111\}_{\text{Al}}$ пластин Ω -фазы и выявить механизмы их релаксации.

В качестве объекта исследования были выбраны сплавы системы Al-Cu-Mg-Ag, полученные методом полунепрерывного литья, гомогенизированные и прокатанные с последующей закалкой и старением при температурах 150-190°C [2]. Анализ атомной структуры проводили на просвечивающих электронных микроскопах JEOL ARM-200F с корректором сферической абберации и FEI Tecnai G2 F20 в режимах светлого поля и высокоуглового кольцевого тёмного поля (HAADF-STEM).

Количественная оценка полей деформаций выполнена с помощью моделирования атомной структуры частиц на основе теории функционала плотности (ТФП). Исходно была построена орторомбическая суперячейка из ГЦК алюминия, в которых часть слоёв $\{111\}_{\text{Al}}$ замещали атомной структурой Ω пластины, состоящей из межфазных границ $\text{Ag}_2\text{Mg-Cu}_i$ (обеспечивающих когерентность пластины) и ядра θ -о, с соблюдением периодичности упаковки матрицы ABC. Толщина пластин варьировалась от 0,5 до 3 элементарных ячеек θ -фазы ($c_{\theta-o}$) с шагом 0,5 $c_{\theta-o}$. Для суперячеек проводили два типа релаксации: по положениям атомов (p -релаксация, имитирующая «жёсткую» матрицу) и полную оптимизацию параметров ячейки (f -релаксация, «мягкая» матрица). Для верификации структурных моделей выполняли многосрезовое симулирование HAADF-STEM изображений в программе MULTTEM.

Установлено, что напряженно-деформированное состояние системы $\{111\}_{\text{Al}}$ пластина/матрица претерпевает качественные изменения с ростом толщины частиц. В тонких пластинах (0,5 $c_{\theta-o}$) реализуется преимущественно сдвиговая компонента $\tau_{\parallel}$ с величиной $\sim 0,035$. При толщине 1 $c_{\theta-o}$ энергетически выгодной становится компонента $\tau_{\perp}$

($\sim 0,024$), а пластины толщиной $2,5 c_{\theta-o}$ характеризуются практически нулевыми сдвиговыми напряжениями ($\tau \approx 0$). При толщине $3 c_{\theta-o}$ вновь активируется компонента τ_{II} ($\sim 0,016$). Нормальная деформация ε_c монотонно возрастает по абсолютной величине от 2,6% ($0,5 c_{\theta-o}$) до 3,6% ($2,5 c_{\theta-o}$), причём её распределение крайне неоднородно: наибольшие значения сосредоточены в межфазных слоях Ag_2Mg/Cu_i , тогда как ядро $\theta-o$ деформировано существенно слабее.

Экспериментально обнаружено, что среди пластин толщиной $\sim 1 c_{\theta-o}$, доминирующих в сплаве после старения на максимальную прочность, значительную долю (до 94%) составляют гетерофазные (гибридные) структуры. Они состоят из чередующихся вдоль плоскости залегания фрагментов с орторомбической (θ -тип) и гексагональной (η -тип) структурами [2]. Расчёты ТФП показывают, что такие гибридные пластины обладают меньшей энтальпией формирования по сравнению с однофазными. Причиной является эффективная компенсация сдвиговых напряжений за счёт кооперативных смещений атомов в $\{111\}_{Al}$ плоскостях по сравнению с однофазными частицами. Экспериментально измеренная нормальная степени несоответствия вдоль $\langle 111 \rangle_{Al}$ для гетерофазных частиц ($4,2 \pm 1,2\%$) близка к значению для однофазных ($4,5 \pm 1,0\%$), однако пространственное распределение сдвиговых деформаций в матрице становится более однородным, что снижает энергию частицы.

Утолщение $\{111\}_{Al}$ пластин происходит по механизму зарождения и миграции ступенек высотой $0,5 c_{\theta-o}$ вдоль плоских межфазных границ [3]. Моделирование показывает, что поле растягивающих напряжений вакансионного типа, локализованное вблизи слоя Cu_i , создаёт высокий энергетический барьер для зарождения такой ступеньки. Данный эффект, прямо обусловленный нормальным несоответствием решёток, ответственен за исключительно низкую скорость огрубления Ω -фазы при температурах старения до $200^\circ C$. При толщине более $\sim 3,5$ нм ($\approx 3 c_{\theta-o}$) на краевых межфазных границах появляются дислокации несоответствия Франка с вектором Бюргерса $b = a/3 \langle 111 \rangle_{Al}$. Их образование изменяет знак нормальных напряжений с растягивающих на сжимающие.

Полученные данные детально описывают изменение напряженно-деформированного состояния $\{111\}_{Al}$ пластины, для описания эволюции различных фаз - изоструктурных модификаций T1 фазы (Al_2CuLi) в Al-Cu-Li сплавах и Ω -фазы (Al_2Cu) в Al-Cu-Mg-Ag сплавах с целью оптимизации их химического состава для улучшения механических свойств. Тонкие когерентные пластины с высокими внутренними напряжениями эффективно взаимодействуют как с винтовыми, так и с краевыми компонентами дислокаций. Различные типы сдвиговых напряжений приводят к различиям во взаимодействии движущихся дислокаций с исследуемыми частицам и, следовательно, оказывают влияние на вклад механизма дисперсионного упрочнения. В работе установлена критическая толщина перехода от перерезания частиц дислокациями к их огибанию по механизму Орована составляет $3-3,5 c_{\theta-o}$ ($2,5-3,0$ нм) при $150^\circ C$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00705, <https://rscf.ru/project/25-29-00705/>.

Список литературы:

1. Polmear, I. J. Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals / I. J. Polmear. - 3rd ed. - Oxford : Butterworth-Heinemann, 2006. - 446 p. - ISBN 0-7506-6371-5.
2. The unique hybrid precipitate in a peak-aged Al-Cu-Mg-Ag alloy / M. R. Gazizov, A. O. Boev, C. D. Marioara [et al.] // Scripta Materialia. - 2021. - Vol. 194. - P. 113669.
3. Hutchinson, C. R. On the origin of the high coarsening resistance of Ω plates in Al-Cu-Mg-Ag alloys / C. R. Hutchinson, X. Fan, S. J. Pennycook, G. J. Shiflet // Acta Materialia. - 2001. - Vol. 49, No. 14. - P. 2827-2841.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ TiC НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА AL-MG-MN-SC-ZR-CR СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Газизов М.Р., Комаров С.В., Шабунина Ж.С., Мамалат А.И., Алымов Н.Р., Сидоренко А.О., Климова-Корсмик О.Г., Степанов Н.Д.

*Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
Санкт-Петербург, Россия
gazizov@smtu.ru*

Высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Mn-Sc-Zr-Cr (в частности, сплав 1575) являются перспективными конструкционными материалами для авиастроения и ракетно-космической отрасли благодаря уникальному сочетанию низкой плотности, высоких удельных прочностных характеристик и коррозионной стойкости [1]. Применение технологий аддитивного производства, в особенности метода прямого лазерного выращивания (ПЛВ), позволяет формировать изделия сложной геометрии, исключая потребность в дорогостоящей оснастке. Однако специфика процесса ПЛВ, характеризующаяся высокими градиентами температур и многократным термическим циклированием, часто приводит к формированию гетерогенной микроструктуры, анизотропии механических свойств, химической нестабильности и, что особенно критично, повышенной пористости [2,3]. Последняя в значительной степени обусловлена выделением водорода (H_2) при кристаллизации, который активно сорбируется из влаги и защитного газа, а также из исходного порошкового сырья. Одним из эффективных методов решения перечисленных проблем является модификация структуры и состава исходного порошка-прекурсора путем введения керамических частиц, выступающих в роли центров кристаллизации и поглощающих H_2 .

В качестве исходного сырья использовали сварочная проволока марки Св1575 (ГОСТ 7871-2019), следующего номинального химического состава (в масс. %): Al-5,5...6,1Mg-0,3...0,7Mn-0,2...0,3Sc-0,18...0,25Zr-0,02...0,12Cr-0,01...0,06Ti. Проволока была подвергнута атомизации в инертной среде для получения сферического порошка-прекурсора (40-200 мкм). В результате атомизации происходит испарение Mg, и его концентрация в порошке снижается до $4,2 \pm 0,6\%$ по сравнению с исходной проволокой. Модифицирующей добавкой являлся порошок карбида титана с размером частиц 0,25-1,5 мкм. Введение дисперсных частиц TiC в порошок сплава 1575 осуществляли методом низкоэнергетического механического замешивания в течение 120 мин. Были получены составы с различной массовой долей TiC: 0, 1, 2 и 4%. ПЛВ осуществляли на установке с лазером мощностью 1,6 кВт и следующими параметрами: скорость наплавки 20 мм/с; диаметр лазерного пятна - 1,8 мм; шаг между валиками (треками) - 1,33 мм; толщина слоя по высоте - 0,6 мм.

Для анализа фазовых превращений использовали термодинамические расчеты в программном комплексе Thermo-Calc с базой данных TCAL8. Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре с использованием монохроматизированного $CuK\alpha$ -излучения. Микроструктуру изучали методами растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Пористость образцов определяли двумя независимыми методами: гидростатическим взвешиванием и оптической металлографией. Механические испытания на одноосное растяжение проводили в плоскости выращивания.

Термодинамические расчеты свидетельствуют, что при введении TiC происходит частичное растворение карбида титана в жидкой ванне с вероятным формированием тонкого слоя Al_4C_3 на границе раздела TiC/Al (согласно расчетам, Al_4C_3 стабилен до

1281°C, TiC - до 2668°C). В процессе охлаждения и последующего термического циклирования из расплава выделяются частицы фазы Al_3X (где $X = Sc, Zr, Ti$). ПЭМ анализ подтвердил, что в образцах с добавкой TiC образуется фаза Al_3Ti , имеющая тетрагональную структуру типа $D0_{22}$.

Исследование пористости показало, что в образце 1575 без TiC и 1% TiC пористость достигает 5-6 об. %. Снижение пористости до величин менее ~0,5 об. % наблюдается при добавке 2% TiC, и дальнейшее увеличение концентрации до 4% TiC не вызывает существенных изменений. Обнаруженный эффект можно объяснить реализацией механизма адсорбции H_2 . Согласно расчетам, H_2 содержащийся в порах 6 об. % и размером от 1 до 100 мкм при давлении 0,04-4 атм. (в соответствии с уравнением Лапласа), может быть полностью поглощен частицами фазы Al_3Ti ($D0_{22}$) с объемной долей 0,0013-0,13% (с учетом адсорбционной емкости $\omega_{H_2/Al_3Ti} \geq 1,56$ масс. %) и предотвратить его выделение в виде пор.

Исследования микроструктуры в РЭМ показали, что в образцах без TiC наблюдается ярко выраженная гетерогенная микроструктура с крупными вытянутыми зернами (до 100 мкм и более), которые наследуют особенности теплоотвода при ПЛВ. Добавка 2% TiC приводит к измельчению зеренной структуры до 10-15 мкм, а сама микроструктура становится значительно более однородной. Помимо структурного упрочнения (эффект Холла-Петча), модификация приводит к дисперсионному упрочнению за счет равномерного распределения частиц TiC и выделения фазы Al_3X .

Результаты испытаний на растяжение демонстрируют нелинейную зависимость механических характеристик от содержания TiC. Предел текучести и предел прочности монотонно возрастают с увеличением содержания TiC до 2%. При 2% TiC предел текучести и прочности достигают 180 и 320 МПа, соответственно, что на 33% превышает данные значения для образцов без TiC. Введение 1% TiC незначительно снижает пластичность из-за неравномерного распределения частиц TiC, однако при добавке 2% TiC снижение пористости коррелирует с увеличением относительного удлинения до ~20%. Совокупное повышение как прочности, так и пластичности является следствием подавления пористости, устранения анизотропии зеренной структуры и реализации двух механизмов упрочнения: структурного и дисперсного. Стоит отметить, что при 4% TiC пластичность незначительно снижается, что, вероятно, связано с агломерацией избыточного количества частиц, которые могут выступать в роли концентраторов напряжений.

Таким образом, введение 2% TiC в порошок сплава 1575 является оптимальным для ПЛВ, обеспечивая одновременное повышение прочности (на 33 %) и пластичности (в 2 раза) за счет дисперсного и структурного упрочнения, а также эффективного связывания H_2 фазами Al_3X , что снижает пористость. Анализ структуры и химического состав образцов установил, что использованные режимы ПЛВ не являются оптимальными и требуют дополнительной адаптации для компенсации выгорания магния из-за снижения отражательной способности порошка-прекурсора.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-15-2025-006 от 26 февраля 2025 г.).

Список литературы:

1. Захаров В.В. Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Sc-Zr // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2005. - № 7. - С. 10-15.
2. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., et al. Additive manufacturing of metallic components - Process, structure and properties // Progress in Materials Science. - 2018. - Vol. 92. - P. 112-224.
3. Sames W.J., List F.A., Pannala S., et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing // International Materials Reviews. - 2016. - Vol. 61 (5). - P. 315-360.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МОРФОЛОГИИ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ AL-CU-LI СПЛАВА**Газизова М.Ю., Газизов М.Р.***Белгородский государственный национальный исследовательский университет,**Белгород, Россия*

SmolyakovaMarina@bsuedu.ru

Основной вклад в упрочнение жаропрочных алюминиевых сплавов вносят интерметаллидные частицы, размер, фазовый состав и распределение которых определяют эксплуатационные свойства сплава. В тоже время формирование такой многофазной микроструктуры, обеспечивающей максимальную прочность, отрицательно сказывается на коррозионной стойкости алюминиевых сплавов, особенно к локальным формам коррозии [1]. В случае чистых пассивирующихся металлов стойкость к точечной (питтинговой) коррозии определяется электрохимической стабильностью формирующейся оксидной пленки. Присутствие в микроструктуре частиц, которые могут выступать анодом или катодом по отношению к матрице в зависимости от электрохимического потенциала относительно матрицы, может провоцировать возникновение локальных форм коррозии в результате образования микрогальванических пар. Склонность сплава к тому или иному типу коррозии зависит не только от элементного и фазового состава сплава, но и от морфологических параметров упрочняющих частиц, т.е. их размеров, объемной доли и распределения. Причем природа поведения одной и той же фазы в различных алюминиевых сплавах в условиях воздействия агрессивной коррозионной среды может отличаться. Изменение режимов термической или термомеханической обработки также приводит к трансформации коррозионной стойкости алюминиевых сплавов.

В рамках данной работы были проведены исследования влияния фазового состава и морфологии упрочняющих частиц, таких как S' (Al_2CuMg) и T_1 (Al_2CuLi) на коррозионную стойкость сплава системы Al-Cu-Mg-Li-Ag-Zn.

Термическая обработка алюминиевого сплава Al-Cu-Mg-Li-Ag-Zn проводилась в два этапа, на первом производился гомогенизационный отжиг при температуре 510°C в течение 1 ч, на втором этапе обработка проводилась по одному из режимов: по режиму T6 (закалка + старение 170°C) с временем выдержки 12 ч, 64 ч и 92 ч или по режиму T810 (закалка + растяжение 10% + старение 170°C) с аналогичными длительностями выдержки.

Оценка стойкости к расслаивающей коррозии выполнялась в соответствии со стандартом ASTM G34 в растворе следующего состава: 4,0M NaCl - 0,5M KNO_3 - 0,1M HNO_3 при температуре 25 ± 1 °C. Исследования коррозионной стойкости электрохимическим методом проводились в солевом растворе 1M NaCl с использованием потенциостата IPC-Pro и стандартной трехэлектродной ячейки. В качестве электрода сравнения был выбран хлорсеребряный электрод, в роли вспомогательного выступал углеродный электрод, рабочим электродом являлся исследуемый образец. В результате проведенных исследований были получены данные о потенциале разомкнутой цепи E_{OCP} , потенциале коррозии $E_{кор}$ и плотности тока коррозии $i_{кор}$.

Фазовый состав Al-Li-Cu-Mg-Ag-Zn сплава после гомогенизации и обработки на твердый раствор при 500°C с закалкой в воду представлен такими фазами, как Al_2Cu (θ), S' и T_1 -фазы. Последующее варьирование режимов ТО или ТМО не приводит к изменению фазового состава, но позволяет изменять размер интерметаллидных частиц, плотность их выделения и объемную долю.

Для пластин T_1 -фазы увеличение времени старения при обработке T810 от 12 ч до 64ч приводит к снижению плотности выделения и объемной доли пластин T_1 -фазы с одновременным уменьшением диаметра и их толщины. Для режима обработки T6 увеличение времени старения имеет противоположный эффект, где с увеличением длительности старения наблюдается рост плотности выделения и объемной доли T_1 -фазы. Сравнение размеров пластин T_1 -фазы для режимов обработки T810 и T6, показывает, что в случае T810 пластины имеют меньший диаметр (примерно 2 раза), при этом толщина пластин изменяется незначительно независимо от режима обработки и длительности выдержки. Плотность выделения и объемная доля T_1 -фазы выше после обработки по режиму T810 в сравнении с режимом T6. Анализ влияния режима термообработки и длительности старения на размер и распределение частиц S' -фазы показал аналогичную зависимость, а именно режим T810 позволяет формировать частицы меньшего размера в сравнении с режимом T6. Проведение ТО по режиму T6 приводит к увеличению длины стержней S' -фазы в $\sim 1,7$ и ~ 2 раза в сравнении с режимом T810 при длительности старения 12ч и 64ч, соответственно. Увеличение времени старения приводит к росту значений плотности выделения и объемной доли S' -фазы независимо от режима обработки.

В результате испытаний на коррозионную стойкость к расслаивающей коррозии было показано, что независимо от режима обработки, Al-Cu-Mg-Li-Ag-Zn сплав подвергается данному типу коррозии. Наименее стойкое состояние к расслаивающей коррозии соответствовало режиму обработки T810-12ч. Результаты исследования коррозионной стойкости электрохимическим методом показали, что состояние, полученное по режиму T810-12ч обладает лучшей коррозионной стойкостью за счет формирования более плотной сплошной оксидной пленки в состав которой входит соединение Li-C-O. Пленка Li-C-O соединения формируется на поверхности T_1 -фазы и способствует снижению разницы потенциалов между матрицей и частицей и тем самым повышает коррозионную стойкость [2]. Поэтому равномерное распределение мелкодисперсных частиц T_1 -фазы позволяет повысить коррозионную стойкость Al-Cu-Mg-Li-Ag-Zn сплава.

Разница в результатах коррозионной стойкости полученных при проведении испытаний на расслаивающую коррозию и данными электрохимической коррозии обусловлена несколькими факторами. Испытания на расслаивающую коррозию проводятся в агрессивной среде с низким pH, в которой происходит быстрое растворение существующей пленки пассивации, а в отсутствии достаточного уровня кислорода восстановление поверхности алюминиевого сплава затруднено. В отсутствие защитной оксидной пленки интерметаллидные частицы провоцируют интенсивное растворение с образованием гидроксида алюминия $Al(OH)_3$, который способствует возникновению эффекта расслоения за счет появления больших сжимающих напряжений, так как удельный объема $Al(OH)_3$ превышает объем алюминиевого сплава.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00705, <https://rscf.ru/project/25-29-00705/>.

Список литературы:

1. N. Birbilis, R.G. Buchheit, Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys: an experimental survey and discussion. Journal of the Electrochemical Society, 152(4) (2005) B140-B151.
2. Y. Zhu, J.D. Poplawsky, S. Li, R.R. Unocic, L.G. Bland, C.D. Taylor, G.S. Frankel Localized corrosion at nm-scale hardening precipitates in Al-Cu-Li alloys, Acta Materialia, 189 (2020), 204-213.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА
КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА Ti-6Al-4V****Газизова М.Ю.¹, Семенченко А.П.¹, Виноградов И.М.¹, Вшивков А.Н.²,
Плехов О.А.², Шайсултанов Д.Г.¹, Жеребцов С.В.¹**¹*Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
Санкт-Петербург, Россия*²*Пермский федеральный исследовательский центр УО РАН, Пермь, Россия
Smolyakovamarina@mail.ru*

Модификация поверхности металлов и их сплавов с использованием технологии лазерного ударного упрочнения является перспективным направлением в областях, где детали и конструкции подвергаются циклическим нагрузкам при эксплуатации. Повышение усталостной прочности при лазерной ударной обработке (ЛУО) происходит за счёт формирования протяженных слоев с высоким уровнем остаточных сжимающих напряжений, повышение плотности дислокаций и измельчения структуры. В частности, усталостная прочность Ti-6Al-4V сплава после ЛУО может возрасти в несколько раз [1,2]. Несмотря на обширные исследования механических свойств Ti-6Al-4V сплава после ЛУО, комплексных исследований по изучению влияния режимов ЛУО на его коррозионную стойкость, включающих оценку уровня остаточных напряжений, их распределения по глубине, изменения структурно-фазового состояния поверхностных и приповерхностных слоев с последующим анализом их влияния на закономерности процесса окислительно-восстановительных реакций при контакте с агрессивной средой изучены недостаточно. Поэтому целью настоящей работы являлось систематическое исследование структурно-фазовых превращений в модифицированном слое Ti-6Al-4V сплава после ЛУО и установление корреляций между параметрами обработки и закономерностями изменения электрохимического поведения материала в солевом растворе.

ЛУО Ti-6Al-4V сплава проводилась с использованием лазера с длиной волны 1064 нм и длительностью импульса 11 ± 1 нс. Диаметр пятна лазера составлял 2 мм с равномерным распределением энергии. Энергия лазера составляла 1 Дж или 3 Дж [3]. Для каждой из энергий обработка осуществлялась в 1 или 3 прохода. Для режима обработки 3 Дж 1 проход модификация проводилась с закрытием поверхности алюминиевой фольгой. В качестве подложки использовались пластины ВТ6, полученные из листа проката, а также пластины, изготовленные методом прямого лазерного выращивания (ПЛВ). Измерение распределения уровня напряжения по глубине образца осуществлялось рентгеновским анализатором остаточных напряжений DS-21P.

Исследования коррозионной стойкости электрохимическим методом проводились потенциодинамическим и потенциостатическим способами в 0,5M NaCl растворе с использованием потенциостата-гальваностата Р-40Х и стандартной трехэлектродной ячейки. В качестве электрода сравнения был выбран хлорсеребряный электрод, в роли вспомогательного выступал углеродный электрод, рабочим электродом являлся исследуемый образец. В результате проведенных испытаний были получены данные о потенциале разомкнутой цепи E_{OCP} , потенциале коррозии $E_{кор}$ и плотности тока коррозии $i_{кор}$.

Лазерная ударная обработка без дополнительной защиты поверхности приводит к окислению поверхности титанового сплава. Толщина оксидного слоя варьируется от 1,4 мкм до 4,5 мкм в зависимости от режима обработки. Увеличение количества проходов от 1 до 3 сокращает протяженность оксидных слоев. Рост уровня шероховатости

поверхности с увеличением количества проходов при энергии лазера 1 Дж и 3 Дж происходит от 2,12 мкм до 2,93 мкм и от 2,08 мкм до 6,37 мкм, соответственно.

Измерения распределения уровня остаточных напряжений в модифицированном слое показали, что повышение количества проходов не приводит к изменению значений максимально достигаемых напряжений, но способствует увеличению глубины слоя, в котором формируются сжимающие напряжения. Так протяженность слоя с уровнем напряжений более -600 МПа при энергии лазера 3 Дж растёт от 100 мкм при одном проходе до 300 мкм при трехкратном. Уровень напряжений при данных режимах обработки на глубине 400 мкм достигает значений -153 МПа при одном проходе и -396 МПа при 3 проходах. Проведение ЛУО с защитой поверхности алюминиевой фольгой способствует повышению уровня остаточных сжимающих напряжений и формированию более протяженного модифицированного слоя в сравнении с аналогичным режимом обработки, но без защиты поверхности.

Исследования изменения коррозионной стойкости в зависимости от режима обработки показали, что основное влияние оказывает количество проходов. С увеличением их количества происходит снижение коррозионной стойкости независимо от метода получения подложки. Титановый сплав, полученный методом ПЛВ, после ЛУО характеризуется максимальной скоростью растворения в исследуемых условиях. Наиболее коррозионностойкое состояние соответствует режиму обработки 3 Дж 1 проход с защитой поверхности алюминиевой фольгой.

Основным механизмом растворения при формировании оксидного слоя в результате ЛУО является щелевая коррозия. Оксидные слои на поверхности Ti-6Al-4V сплава характеризуются присутствием большого количества трещин, распространяющихся вглубь до титановой подложки. При контакте с агрессивной средой такие трещины служат областями, в которых затруднено обновление раствора с последующим локальным снижением уровня pH и количества кислорода, необходимого для восстановления поверхности. Снижение скорости формирования защитной оксидной пленки пассивации приводит к интенсификации процесса растворения титановой матрицы и формированию под оксидным слоем полостей. Электрохимическое поведение состояния, обработанного с использованием в качестве жертвенного слоя алюминиевой фольги, имеет закономерности аналогичные для сплава Ti-6Al-4V без обработки. Такое поведение связано с отсутствием на поверхности образца плотных протяженных оксидных слоев.

Второй этап исследования коррозионной стойкости, заключающийся в выдержке образцов при потенциале коррозии $E_{кор}$ в течение 40 мин показал, что несмотря на присутствие оксидных слоев на поверхности образцов после ЛУО с увеличением времени выдержки в испытательном растворе скорость растворения снижается. Такое снижение плотности тока может свидетельствовать о процессе пассивации поверхности.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-15-2025-006 от 26 февраля 2025 г.).

Список литературы:

1. Yang, K. Enhanced extra-long life fatigue resistance of a bimodal titanium alloy by laser shock peening / Yang, K., Huang, Q., Zhong, B., Wang, Q., Chen, Q., Chen, Y. Liu, H. // International Journal of Fatigue – 2020 – Vol. 141 – 105868.
2. Nie, X. Experimental study and fatigue life prediction on high cycle fatigue performance of laser-peened TC4 titanium alloy / He, W., Cao, Z., Song, J., Li, X., Pang, Z., & Yan, X. // Materials science and engineering: a – 2021 – Vol. 822 – 141658.
3. Иванов С.Ю. Численное моделирование лазерного ударного упрочнения изделий из жаропрочного сплава IN718 / Иванов С.Ю., Виноградов И.М., Вшивков А.Н., Гачегова Е.А., Угольников М.В., Плехов О.А. // Морские интеллектуальные технологии – 2026 – №2 – Ч.1 – С. 303-311.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА Mg-0,8Mn ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ИПД-ОБРАБОТКИ

Гайсина А.А., Никитина М.А.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

azaliya021@mail.ru

Магниевые сплавы представляют значительный интерес как конструкционные материалы благодаря малой плотности и высокой удельной прочности. Одним из перспективных направлений повышения их технологичности является формирование ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющее реализовать сверхпластическое течение при пониженных температурах. Снижение температуры сверхпластической деформации представляет практический интерес, поскольку уменьшает энергозатраты процесса и расширяет возможности сверхпластического формообразования изделий сложной конфигурации [1-3].

Целью работы являлось исследование влияния комбинированной ИПД-обработки, включающей совмещенную экструзию с равноканальным угловым прессованием (РКУП), последующее РКУП и заключительную экструзию при пониженных температурах, на структуру и механические свойства сплава Mg-0,8Mn.

Показано, что комбинированная обработка обеспечивает формирование ультрамелкозернистой структуры со средним размером зерен 150-200 нм (рис. 1).

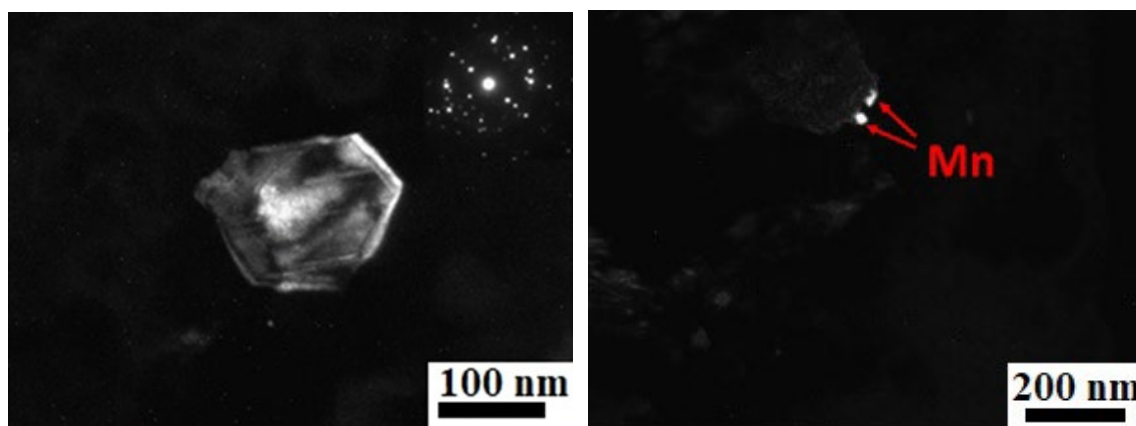


Рисунок 1 – Микроструктура сплава после комбинированной ИПД обработки; ПЭМ

По данным рентгеноструктурного анализа (табл.1) после обработки размер области когерентного рассеяния уменьшается приблизительно в два раза, а суммарная плотность дислокаций возрастает до $1,05 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, что свидетельствует об интенсивном измельчении структуры и накоплении дефектов кристаллического строения. Полученная структура сохраняется при температурах механических испытаний [4-5].

Таблица 1. Структурные параметры и плотность дислокаций сплава Mg-0,8Mn

Параметр	Гомогенизированное состояние	Комбинированная обработка РКУП + экструзия
Размер ОКР $\langle d \rangle$, нм	251,10	124,95
Микродеформация $\langle \epsilon \rangle$	$5,32 \times 10^{-4}$	$6,80 \times 10^{-4}$

$\rho_a, \text{М}^{-2}$	$3,62 \times 10^{13}$	$6,90 \times 10^{13}$
$\rho_c, \text{М}^{-2}$	$1,90 \times 10^{13}$	$3,63 \times 10^{13}$
Суммарная плотность $\rho_a + \rho_c$	$5,52 \times 10^{13}$	$1,05 \times 10^{14}$

Механические испытания показали существенное изменение деформационного поведения сплава. При комнатной температуре предел прочности увеличивается более чем в два раза по сравнению с исходным состоянием и достигает 105 МПа при сохранении высокой пластичности. Наиболее важным результатом является реализация низкотемпературной сверхпластичности в интервале температур 150-180 °С. Максимальное относительное удлинение составило 279 % при температуре 150 °С и скорости деформации 10^{-4} с^{-1} . Значение коэффициента скоростной чувствительности напряжения пластического течения $m \approx 0,5$ свидетельствует о доминирующей роли зернограницного скольжения в механизме деформации. Повышение температуры испытаний до 200 °С сопровождается уменьшением коэффициента m и снижением сверхпластических характеристик, что связано с изменением механизма пластического течения.

Полученные результаты показывают, что комбинированная интенсивная пластическая деформация является эффективным способом формирования стабильной ультрамелкозернистой структуры в сплаве Mg-0,8Mn и обеспечивает реализацию низкотемпературной сверхпластичности при температурах, существенно меньших традиционно используемых для магниевых сплавов. Это открывает перспективы применения разработанного подхода для сверхпластического формообразования изделий сложной геометрии из магниевых сплавов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект No 22-19-00445-П. Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

Список литературы:

1. R.Z. Valiev, Y. Zheng, K. Edalati, Review: nanoSPD-produced metallic materials for advanced medical devices, J. Mater. Sci., 2024, 59(14): 5681-5697.
2. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon // Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. - 2014. - 456 p. - ISBN: 978-1-118- 09540-9. - John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, USA / Р. З. Валиев, А. П. Жилияев, Т. Дж. Лэнгдон; 2017. — 480 с. ISBN 978-5-906648-34-1.
3. R.B. Figueiredo, M.T.P. Aguilar, P.R. Cetlin, T.G. Langdon, Processing magnesium alloys by severe plastic deformation, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng., 2014, 63(1): 012171.
4. Lutterotti, L.; Matthies, S.; Wenk, H.-R.; Schultz, A.; Richardson, J. Combined Texture and Structure Analysis of Deformed Limestone from Time-of-Flight Neutron Diffraction Spectra. J. Appl. Phys. 1997, 81, 594–600.
5. Popa, N.C. The (hkl) Dependence of diffraction-line broadening caused by strain and size for all Laue groups in Rietveld refinement. J. Appl. Cryst. 1998, 31, 176–180.

**ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕ СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО
СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ****Гатина С.А., Гареев А.И., Еникеев Н.А.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

lana_gatina@mail.ru

Изделия из сплава Ti-6Al-4V, полученные селективным лазерным сплавлением (СЛС), как правило, характеризуются игольчатой мартенситной α' структурой, которая обеспечивает сплав высокой прочностью, но катастрофически снижает пластичность. Традиционные термические обработки, направленные на формирование равновесной ($\alpha+\beta$)-структуры, улучшают пластичность ценой значительного падения прочности. Для получения высокой пластичности в сочетании с высокой прочностью перспективным является создание гетерогенной ($\alpha+\alpha'$)-структуры.

Таким образом, целью настоящей работы являлась разработка режимов циклической термической обработки (ЦТО) для формирования тримодальной структуры в сплаве Ti-6Al-4V, полученном СЛС, и достижения уникального сочетания механических свойств, превосходящих свойства ковального материала.

ЦТО проводили при 950 °С (ниже температуры полиморфного превращения) с промежуточными закалками в воду. Количество циклов варьировали (1, 3, 5, 8, 10). Исследовали микроструктуру, фазовый состав, плотность дислокаций, механические свойства при растяжении. Также для сравнения использовали стандартные обработки: закалку и старение.

Установлено, что ЦТО приводит к фрагментации и глобуляризации пластин αp за счёт нескольких механизмов: полигонизации и расщепления субграниц, образования термических бороздок и дополнительного воздействия растущих игл α' -мартенсита при закалке. Показано, что после 8–10 циклов доля глобулярных частиц αp достигает ~50 %, при этом средняя толщина пластин возрастает с 3,0 до 5,7 мкм, а длина уменьшается. В структуре сосуществуют две ГПУ-фазы: α' (обогащена V, высокая плотность дислокаций $\sim 9 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$) и α (обогащена Al, низкая плотность дислокаций $\sim 4 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$). ЦТО существенно снижает анизотропию прочности, характерную для СЛС-материалов.

Оптимальный режим (10 циклов) обеспечивает: $\sigma_{\text{в}} = 1257 \text{ МПа}$, $\sigma_{0.2} = 1160 \text{ МПа}$, $\delta = 15\%$, что превосходит показатели после стандартной обработки ($\sigma_{\text{в}} \sim 1140 \text{ МПа}$, $\delta \sim 9\%$) и ковального состояния.

Предложенная циклическая термическая обработка позволяет управляемо формировать тримодальную ($\alpha+\alpha'$)-структуру в аддитивно изготовленном Ti-6Al-4V. Сочетание высокой прочности и пластичности достигается за счёт оптимизации морфологии αp -фазы и сохранения высокой дефектности α' -мартенсита. Данный подход перспективен для производства имплантатов в персонализированной медицине, где сохраняется стабильность мартенсита при температуре тела человека.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-69-10003.

**РАЗРАБОТКА ГИБРИДНЫХ БИОАКТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ НА ОСНОВЕ БИСФОСФОНАТОВ
АМИНОКИСЛОТ, ПОЛИЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ И RGD ПЕПТИДА**

**Гильфанова Г.У.¹, Галимшина З.Р.¹, Аубакирова В.Р.², Парфенов Е.В.²,
Фарафонтowa Е.А.³, Левичева Е.А.³, Егорихина М.Н.³, Парфенова Л.В.¹**

¹*Институт нефтехимии и катализа УФИЦ РАН, Уфа, Россия*

²*Уфимский университет науки и технологии, Уфа, Россия*

³*Приволжский исследовательский медицинский университет, Нижний Новгород, Россия*
gilfanova.guzel@gmail.com

Для разработки металлических имплантатов с управляемыми свойствами поверхности требуется создание покрытий с контролируемой клеточной адгезией и пролиферацией для предотвращения фиброза, воспаления и обеспечения остеоинтеграции [1]. В данной работе впервые разработаны гибридные органические молекулы, содержащие бисфосфонаты аминокислот, полиэтиленгликольные спейсеры разной длины и интегрин-активный пептид RGDC, и изучена их биологическая активность в составе неорганического покрытия, полученного методом плазменно-электролитического окисления (ПЭО) на образцах сплава Zr-2.5Nb.

В ходе работы синтезирована библиотека RGD-модифицированных бисфосфонатов аминокислот (β -аланин, γ -аминомасляная, ϵ -аминокапроновая) с PEG-линкерами SM(PEG)₈ и SM(PEG)₁₂ **12-17** (Схема 1). Структуры полученных соединений подтверждены методами ЯМР и масс-спектрометрией высокого разрешения. На поверхность сплава Zr-2.5Nb методом плазменного электролитического окисления (ПЭО) наносили пористый оксидный слой, выполняющий функцию матрицы для иммобилизации органических молекул [2, 3]. Бисфосфонатный «якорь» гибридных молекул обеспечивал прочное связывание с оксидной поверхностью, а PEG-линкер формировал гидрофильную оболочку в порах ПЭО.

Все исследованные материалы, включая исходный сплав с ПЭО-покрытием и образцы, модифицированные органическими молекулами, продемонстрировали отсутствие цитотоксичности (ранг 0-1 по результатам МТТ-теста, установлен в соответствии с ГОСТ ISO 10993-5). Нанесение органических молекул **12-17** на ПЭО-поверхность сплава Zr-2.5Nb приводило к выраженной адгезии, равномерному распределению и высокой пролиферативной активности мезенхимальных стромальных клеток жировой ткани (МСК-ЖТ). Жизнеспособность клеток на всех сроках исследования со всеми образцами была высокой, количество мертвых клеток не превышало 2%. Полученные данные по совокупности и стабильности результатов демонстрируют, что полученные соединения являются перспективными для дальнейших биомедицинских исследований.

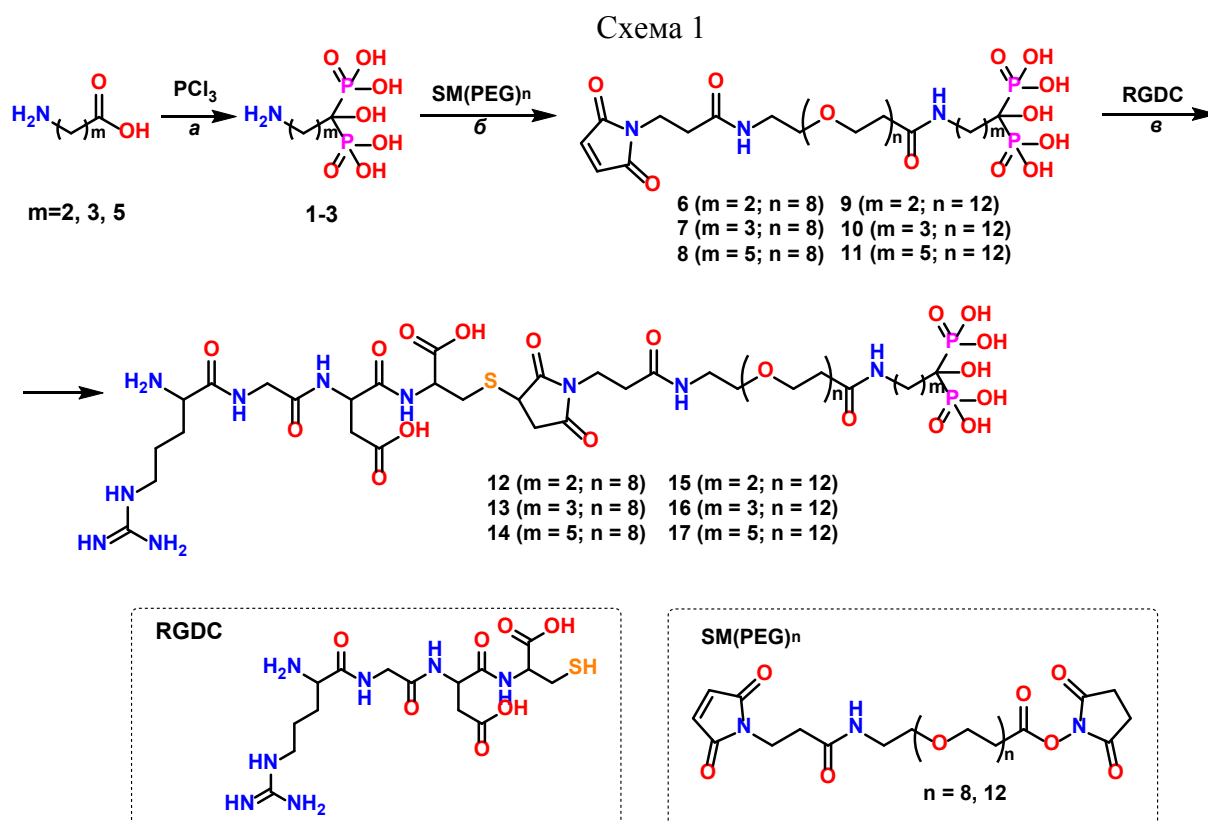


Схема 1. Реагенты и условия: а) MeSO_3H , 4–5 ч, 85–90 °С; б) H_2O : ацетон= 1:1, pH=8-9, 1 ч, 38-40 °С; в) H_2O , pH=7, 1-1,5 ч, 38-40 °С; г) H_2O , EDC*Cl, pH 4,75, 1,5–2 ч; д) H_2O , pH 8,5, 24 ч; ж) H_2O , pH=7, 1-1,5 ч, 38-40 °С.

Работа выполнена в рамках государственного задания Института нефтехимии и катализа Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук № FMRS-2025-0033.

Список литературы:

1. Organic-Inorganic Biocompatible Coatings for Temporary and Permanent Metal Implants / L. V. Parfenova, Z. R. Galimshina, E. V. Parfenov // International Journal of Molecular Sciences. – 2024. – Vol. 25, No. 21. – P. 11623. – DOI 10.3390/ijms252111623.
2. Frequency Response Evaluation as Diagnostic and Optimization Tool for Pulsed Unipolar Plasma Electrolytic Oxidation Process and Resultant Coatings on Zirconium / E. Parfenov, R. Farrakhov, V. Aubakirova [et al.] // Materials. – 2023. – Vol. 16, No. 24. – P. 7681. – DOI 10.3390/ma16247681.
3. Hybrid PEO-RGD coatings for modeling the biological activity of Zr-2.5Nb alloy / L. V. Parfenova, G. U. Gil'fanova, Z. R. Galimshina [et al.] // Materials Chemistry and Physics. – 2025. – Vol. 345. – P. 131316. – DOI 10.1016/j.matchemphys.2025.131316.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМОЙ ЦИНКОВОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА

Голубев О.В.¹, Хафизова Э.Д.^{1,2}, Поленок М.В.¹, Султанов К.Р.¹

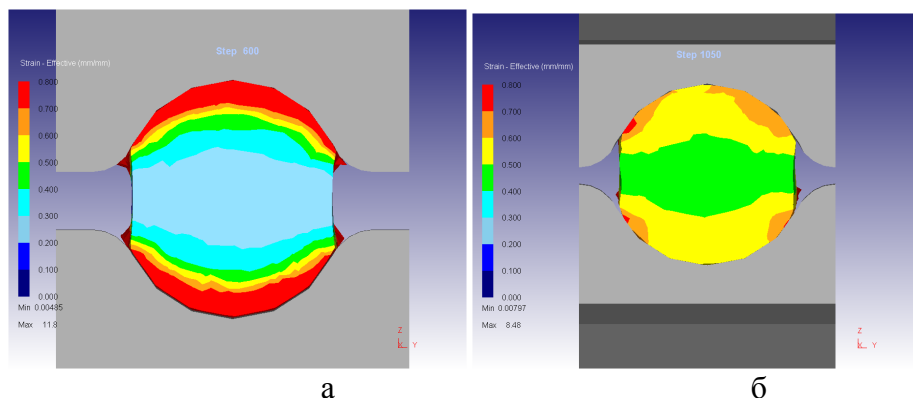
¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия
golubew.oleg@yandex.ru

В современной травматологии и ортопедии наблюдается спрос к использованию биорезорбируемых имплантатов для остеосинтеза. Применение спиц и проволок из магниевых, цинковых и железосодержащих сплавов, способных к полной деградации в организме после сращения костных фрагментов, позволяет исключить необходимость проведения повторных хирургических вмешательств по удалению металлоконструкций, что значительно снижает травматичность лечения, минимизирует риски инфекционных осложнений и сокращает экономические затраты на реабилитацию пациентов. Однако внедрение таких материалов сдерживается сложностью их обработки давлением: биорезорбируемые сплавы обладают специфической реологией и повышенной хрупкостью, что требует оптимизации технологических режимов изготовления тонкой проволоки (диаметром до 1 мм) для обеспечения высокой прочности и равномерной деградации.

В работе выполнено конечно-элементное моделирование в программном комплексе Deform 3D для двух вариантов прокатки: горячей (250 °С) и холодной (20 °С). Исходная круглая заготовка диаметром 6 мм доводилась до конечного диаметра 1 мм по схеме, чередующей прокатку в плоских валках и круглых калибрах. Для холодной деформации после каждых двух переходов предусмотрена промежуточная разупрочняющая термообработка. Скорость прокатки 1,6 м/мин, количество конечных элементов 10 000-32 000.

Моделирование показало значительную неравномерность накопленной деформации по сечению: поверхностные слои деформируются в 3-6 раз интенсивнее осевой зоны (рис.1). Продольное распределение более равномерно, исключая концевые участки длиной около диаметра заготовки. К финальным проходам накопленная деформация достигает 5 (горячая) и 6,8 (холодная прокатка). При горячей деформации разогрев незначителен (1-3 °С), температура заготовки снижается на 8-13 °С за проход из-за теплоотвода. Полученные данные позволяют прогнозировать существенное измельчение зерна и повышение механических свойств готовых изделий.



а – холодная прокатка, б- горячая прокатка
Рисунок 1 - Накопленная деформация, калибр круг 5 мм

**СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
УМЗ МАГНИЕВОЙ МАТРИЦЫ И МАГНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ**

Гомзин А.И., Бобрук Е.В., Астанин Вл.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

andre-gomzi@yandex.ru

Композиты на основе магния, армированные высокопрочными борными волокнами, остаются перспективными конструкционными материалами для аэрокосмической и транспортной отраслей. Однако их получение методом твердофазного компактирования (по схеме «фольга-волокно-фольга») затруднено вследствие недостаточной технологической пластичности промышленных магниевых сплавов. Для качественного заполнения узкого межволоконного пространства при высоком содержании армирующего компонента (40-60 %) традиционно требуются высокие температуры, что приводит к деградации волокон из-за нежелательного фазового взаимодействия на границе раздела.

Данная задача решается путём формирования в магниевой матрице ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с размером зерен менее 1 мкм методами интенсивной пластической деформации. Это обеспечивает развитие механизмов сверхпластичности (СП) при существенно сниженных температурах (250-270°C) даже в тонких фольгах сечением 200–400 мкм, где сплавы с обычным размером зерна (5–10 мкм) неэффективны.

В данной работе структура магниевой матрицы исследована комплексом методов, включающим РЭМ, ПЭМ, PCA и EBSD-анализ. Установлено, что в УМЗ состоянии сплава МА14 преобладают высокоугловые границы (со средней разориентацией углов $41,5 \pm 0,4^\circ$), доля которых составляет около 70 %. Также по границам и внутри зёрен сплава идентифицированы частицы $MgZn_2$, которые могут выполнять роль барьеров, ограничивая миграцию дислокаций и границ зёрен при указанных температурах в процессе сверхпластической деформации. Показано, что основным механизмом деформации магниевого сплава в условиях низкотемпературной СП является зернограницное проскальзывание.

В рамках работы также получен беспористый композит на основе УМЗ-магниевого фольги и непрерывных борных волокон диаметром 140 мкм. Метод получения композита основан на сочетании эффектов сверхпластичности и диффузионной сварки в вакууме. Результаты испытаний на трёхточечный изгиб и усталость свидетельствуют о высоком уровне прочностных характеристик композита по сравнению с исходным УМЗ-сплавом (например, предел прочности при изгибе составляет 1150 МПа против 420 МПа). Характер изломов композита после испытаний свидетельствует об отсутствии деградации волокон и прочной связи на границе «волокно–матрица».

В работе исследованы структурные особенности магниевого сплава МА14 в УМЗ-состоянии, проявляющего сверхпластичность в процессе компактирования композита с чередующимися слоями магниевой фольги и борных волокон, а также изучены прочностные характеристики полученного композиционного материала. Достигнутое повышение прочностных и усталостных свойств связано с формированием однородной ультрамелкозернистой структуры в матричном сплаве и сохранением высокой прочности волокон в процессе твердофазного компактирования композита.

Дополнительно в работе были получены результаты по созданию композита на основе магния, армированного однонаправленными углеродными волокнами. Данный материал изготавливался в вакууме методом инфильтрации волокнистого каркаса расплавом магния под действием внешнего давления. Результаты испытаний на

трёхточечный изгиб продемонстрировали высокий уровень прочностных характеристик, а развитый рельеф поверхности излома свидетельствовал о надёжной связи на границе раздела «волокно–матрица». Подробная информация о структуре и свойствах этого композита будет представлена в докладе.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 24-19-00819, <https://rscf.ru/project/24-19-00819/>. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УУНиТ».

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АРМКО-ЖЕЛЕЗА ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД
ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ****Гундеров Д.В.^{1,2}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Сергеев С.Н.²,
Ситдинов В.Д.², Шарафутдинов А.В.², Лебедев Ю.А.³**¹*Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского
центра РАН, Уфа, Россия*²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*³*Филиал ООО «РН-ГИР», Уфа, Россия
nikocem17@gmail.com*

Кручение под высоким давлением (КВД) зарекомендовало себя как действенный способ достижения нанокристаллической структуры в металлических материалах [1-3].

Много исследований посвящено изучению эволюции структуры материала по мере увеличения числа оборотов n . Принято считать, что при достижении числа оборотов КВД $n = 5$ для большинства металлов наступает так называемое «насыщение измельчения», когда дальнейший рост числа оборотов при кручении ($n > 5$) уже не приводит к значимому увеличению плотности дислокаций и уменьшению зерна (размера структурных элементов) [1-3]. Однако исследования показали, что для многих материалов реально достигнутая сдвиговая деформация в объёме образца ($\gamma_{\text{эксп}}$) при КВД оказывается меньше теоретически ожидаемой [4]. По последним экспериментальным данным [5], причин этого является локализация деформации при КВД в тонкой приповерхностной зоне образцов, прилегающей к наковальням. Ранее возможность локализации деформации при КВД в тонкой плоскости сдвига было показано методами моделирования [6].

Были изучены особенности деформации и формируемой структуры армко-железа подвергнутого КВД по различным режимам. Деформация КВД проводилась при комнатной температуре и давлении $P = 6$ ГПа. Использовались бойки диаметром 10 мм с канавкой и плоские бойки. Образцы Fe были подвергнуты КВД в канавке с числом оборотов $n=0,1; 0,25; 1; 5; 10$. Для установления реально достигаемой в образцах деформации сдвигом $\gamma_{\text{эксп}}$ использовали метод совместного КВД половин [7]. Экспериментальная оценка деформации $\gamma_{\text{эксп}}$, достигаемой на Fe при КВД в канавке показала, что на начальных этапах КВД ($n=0,25$) $\gamma_{\text{эксп}}$ ниже ожидаемой расчётной деформации γ_{calc} ($\gamma_{\text{calc}}=2\pi Rn/h$) но тем не менее достаточно высока ($\gamma_{\text{эксп}}$ около 2). После КВД с $n=1$ дальнейший рост числа оборотов n не приводит к заметному увеличению $\gamma_{\text{эксп}}$, определённой методом совместного КВД половин. В исходном состоянии уширение рентгеновского пика (110) Fe на полувысоте (B_{110}) составляет $0,134^\circ$. B_{110} резко повышается с ростом n , достигает при $n=5$ значения $0,273^\circ$, а с дальнейшим увеличением числа оборотов n до 10 изменяется незначительно - до $0,287^\circ$. Аналогично с изменением n сначала интенсивно растут, а при $n=5$ выходят почти на насыщение плотность дислокаций ρ (оценённая из РСА) и микротвердость. Однако в результате КВД для $n=10$ на плоских бойках B_{110} увеличилась до $0,388^\circ$, т.е. ещё в 1,3 раза (по сравнению с КВД $n=10$ на бойках с канавкой), так же повысились плотность дислокаций ρ , микротвердость H_v , и уменьшился размер ОКР. Отсюда КВД с $n=10$ армко-Fe на плоских бойках сопровождается достижением заметно большей деформации и дополнительным измельчением структуры, а при КВД $n=10$ на бойках с канавкой в Fe не достигается равновесие процессов «накопления дефектов при деформации» и их релаксации.

Список литературы:

1. Валиев Р.З.. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией./Р.З. Валиев, И.В. Александров. - М.: Логос, 2000. – 272 с.
2. Zhilyaev A.P., Langdon T.G.. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications / A.P. Zhilyaev,. T.G. Langdon // Prog. Mater. Sci. – 2008. – 53. 893–979.
3. Глезер А.М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации / А.М. Глезер // Изв. РАН, сер. физ. - 2007. Т.71. - С. 1764-1772.
4. Some Slippage Issues in High-Pressure Torsion Using Cu and Ti Samples as an Example / D.V. Gunderov, R.N. Asfandiyarov, V.V. Titov, S.D. Gunderova, V.V. Astanin // Materials. – 2023. - 16(1). - P.162.
5. Strain Localization during High-Pressure Torsion of High-Strength Metals and Alloys / D.V. Gunderov, K. Edalati, R.N. Asfandiyarov, S.N. Sergeev, P.O. Kadirov, A.V. Sharafutdinov, R.Z. Valiev // Materials Science. – 2026.
6. Modelling of High Pressure Torsion using FEM / R. Kulagin, Y. Beygelzimer, Y. Ivanisenko, A. Mazilkin, H. Hahn // Procedia Engineering. – 2017. – V. 207. – P. 1445-1450.
7. Cause of hardening and softening in the bulk glassy alloy Zr50Cu40Al10 after high-pressure torsion / N. Adachi, Y. Todaka, Y. Yokoyama, M. Umemoto // Mater. Sci. Eng. A. - 2015. -627. - P. 171–181.

**ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ДИСПЕРСИОННОГО
УПРОЧНЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ Ti - 18Zr - 12,5Nb - 2Sn и Ti - 40Zr -
8Nb - 2Sn**

**Гундерова С.Д.¹, Деркач М.А.¹, Гундеров Д.В.^{2,3}, Нафиков Р.К.^{2,3},
Имамутдинова Ю.И.^{2,3}, Шереметьев В.А.¹**

¹НИТУ МИСИС, Москва, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов, Уфа, Россия

³Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
gynderova@mail.ru

Исследования последних лет свидетельствуют, что перспективным материалом для создания имплантатов является сплав системы Ti-Zr-Nb-Sn. Данные сплавы имеют низкий модуль упругости (близкий к модулю кости), а также содержат в своем составе только биосовместимые компоненты. Легирование Sn ранее изученной системы сплавов Ti-Zr-Nb, приводит к смещению точек мартенситных превращений и формированию благоприятной кристаллографической текстуры $\langle 110 \rangle_\beta$ в направлении деформации при термомеханической обработке (ТМО), что способствует повышению сверхупругих свойств сплава. Обратимая сверхупругая деформация является важным параметром, поскольку позволяет имплантату восстанавливать форму при циклических нагрузках. Величина сверхупругой обратимой деформации ($\epsilon_r^{SE_{max}}$) в данных сплавах может достигать 6%. Повышение прочностных характеристик сплавов системы Ti-Zr-Nb-Sn может быть достигнуто путём старения, приводящего к дисперсионному упрочнению за счёт выделения наноразмерных частиц ω -фаз в матрице β -фазы. Таким образом цель настоящей работы исследование особенностей деформационного и дисперсионного упрочнения сплавов системы Ti-Zr-Nb-Sn.

Слитки сплавов Ti-18Zr-12,5Nb-2Sn ат % (Ti-18Zr) и Ti-40Zr-8Nb-2Sn ат % (Ti-40Zr) были получены методом вакуумно-дугового переплава, а затем подвергнуты горячей прокатке при 600°C ($\epsilon=0,3$) и гомогенизационному отжигу при 1000°C 2 ч., в результате чего в сплавах сформировано крупное зерно β -фазы (исходное состояние). Часть полученных образцов подвергли старению при температурах 250°C и 350°C с различным временем выдержки. Другую часть образцов подвергли холодной прокатке со степенями деформации $\epsilon=0.3$ и $\epsilon=1.5$. Остальные образцы подвергли интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) под давлением 6 ГПа с числом оборотов $n = 5$ на образцах диаметром 10 мм, затем проводили последеформационный отжиг (ПДО) при температуре 350°C в течение 0,5 ч и 1 ч.

В исходном состоянии после гомогенизационного отжига твердость сплава Ti-40Zr выше, чем твердость Ti-18Zr – 230 ± 6 HV и 208 ± 7 HV соответственно (рис. 1). После старения по режиму 250°C 0,5 ч. у сплава Ti-18Zr твердость увеличивается до 250 ± 1 HV, с последующим увеличением времени выдержки значения твердости не меняются. У сплава Ti - 40Zr значения твердости при температуре 250°C остаются на одном уровне. По результатам рентгеноструктурного анализа отжиг по режиму 250°C 10 ч. не приводит к изменению фазового состава: в обоих сплавах фиксируется только β -фаза, линии вторичных фаз на рентгеновских дифрактограммах отсутствуют. Стоит иметь ввиду, что увеличение твердости сплава Ti-18Zr после старения при 250°C может быть связано с выделением наноразмерных частиц ω -фазы, линии которой не проявляются на рентгеновских дифрактограммах. С увеличением температуры отжига до 350°C значения твердости увеличиваются, как и с увеличением времени выдержки при данной температуре, так при режиме 350°C 0,5 ч твердость Ti - 18Zr $\approx 258 \pm 6$ HV, Ti - 40Zr $\approx 254 \pm 7$ HV, а при режиме 350°C 24 ч Ti - 18Zr $\approx 389 \pm 7$ HV, Ti - 40Zr $\approx 388 \pm 5$ HV.

Повышение температуры отжига до 350°C приводит к образованию вторичных ω и α -фаз, линии которых наблюдаются на рентгенограммах. ИПДК приводит к увеличению значений твердости сплавов – 274±7 HV у Ti-18Zr, 308±8 HV у Ti-40Zr (измерения проводились на ½ Ra). На рентгеновских дифрактограммах после ИПДК помимо β -фазы наблюдаются линии α'' - фазы. ПДО 350°C 0,5 ч. способствует дальнейшему упрочнению материала: твердость возрастает до 387±7 HV и 394±8 HV для Ti-18Zr и Ti - 40Zr соответственно. После ПДО 350°C 0,5 ч на рентгенограммах появляются линии α -фазы, при этом, слабые линии α'' -мартенсита, сформированного и стабилизированного пластической деформацией, остаются. Стоит отметить, что эффект упрочнения от холодной деформации прокаткой со степенями $\epsilon=0,3$ и $\epsilon=1,5$ значительно более меньший, чем от старения при 350°C (рис. 1).

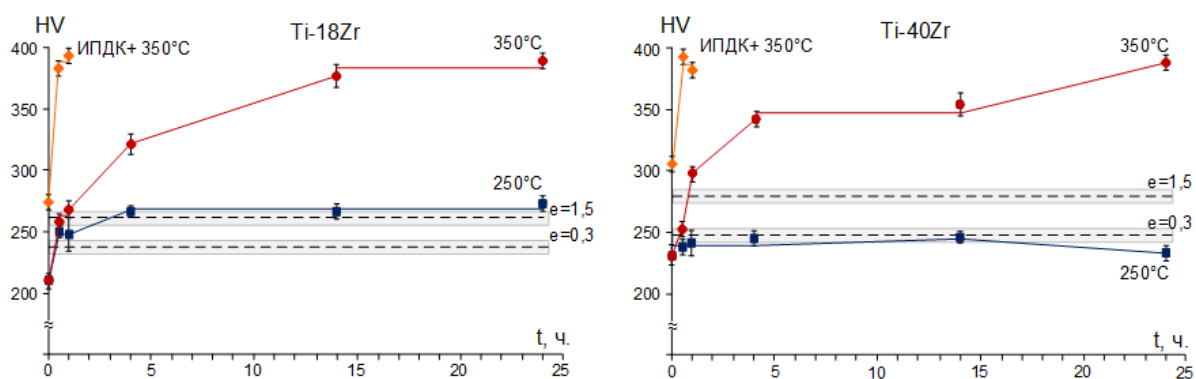


Рисунок 1 – Изменение значений твердости в зависимости от режима старения

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 25-29-01454.

**ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
С ЦЕЛЬЮ ПРОДЛЕНИЯ РЕСУРСА РАБОТЫ****Дмитриев С.В.¹, Сугоняко И.С.², Бебихов Ю.В.³, Якушев И.А.³, Семенова М.Н.³**¹*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*²*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*³*Мирнинский политехнический институт, филиал Северо-Восточного федерального университета, Мирный, Россия*dmitriev.sergey.v@gmail.com, sgnilya@mail.ru, bebikhov.yura@mail.ru,
mariya_semyonova86@mail.ru

Современные требования к надежности и долговечности конструкционных материалов в машиностроении, энергетике и авиационно-космической технике обуславливают необходимость разработки эффективных методов повышения ресурса работы изделий. Одним из перспективных направлений является электроимпульсная обработка (ЭИО), основанная на воздействии кратковременных электрических импульсов высокой плотности тока на металлические материалы.

Сущность электроимпульсной обработки заключается в пропускании через материал импульсов электрического тока с высокой плотностью (10^3 – 10^4 А/мм²) и малой длительностью (микро- и миллисекундный диапазон). В результате возникают комплексные эффекты: джоулев нагрев, преимущественное выделение джоулева тепла на дефектах, электропластический эффект, локальные термомеханические напряжения и перераспределение дефектной структуры.

Ключевым механизмом повышения ресурса является электропластический эффект [1-5], при котором движение дислокаций облегчается под действием электрического тока. Это способствует релаксации внутренних напряжений, снижению концентрации дефектов и перераспределению остаточных напряжений. В результате уменьшается склонность материала к зарождению и развитию трещин.

Дополнительное влияние оказывает локальный импульсный нагрев, приводящий к частичной рекристаллизации, измельчению зеренной структуры, стабилизации фазового состава, устранению микродефектов (пор, микротрещин [6]). На рисунке 1 показан пример успешного залечивания усталостной трещины в стали 09Г2С.

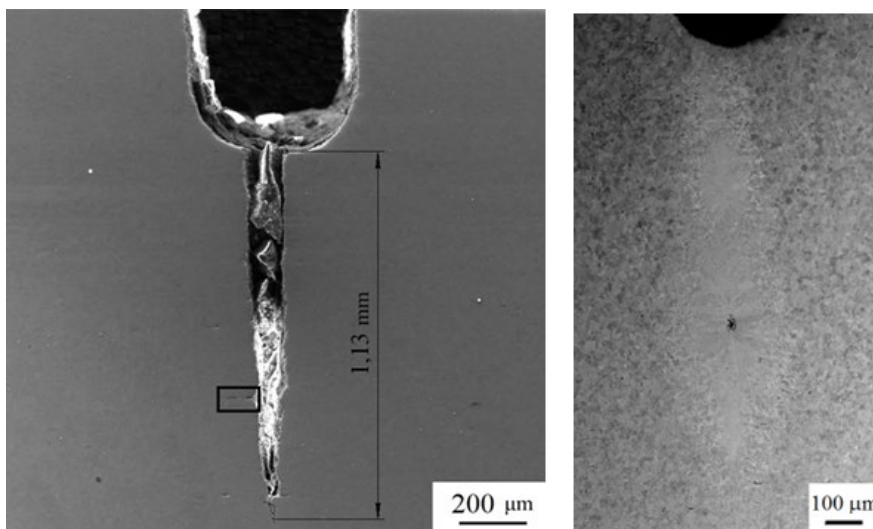


Рисунок 1. Слева - усталостная трещина длиной 1,13 мм, выращенная в пластине из стали 09Г2С толщиной 1 мм путем циклического нагружения. Справа - макроструктура металла после полного залечивания трещины шестью импульсами тока.

В ряде исследований показано, что электроимпульсная обработка способствует повышению усталостной прочности на 20–60% в зависимости от материала и режимов обработки. Особенно выраженный эффект наблюдается для высокопрочных сталей, алюминиевых и титановых сплавов.

Важным преимуществом электроимпульсной обработки является: высокая энергоэффективность, локальность воздействия, возможность интеграции в технологические процессы без значительного изменения конструкции оборудования, отсутствие необходимости в длительной термообработке. Возможно применение ЭИО для технологической операции гибки листов с целью снижения нежелательного эффекта пружинения [7].

Тем не менее, оптимизация режимов обработки остается сложной задачей, требующей учета плотности тока, длительности импульса, частоты воздействия и теплофизических свойств материала.

Таким образом, ЭИО представляет собой эффективный инструмент повышения эксплуатационного ресурса металлических материалов за счет комплексного воздействия на их микроструктуру и дефектное состояние. Дальнейшие исследования направлены на разработку адаптивных режимов обработки и расширение области применения технологии в высокотехнологичных отраслях промышленности.

Благодарность грантам: работа Сугоняко И.С. поддержана программой ПРИОРИТЕТ 2030 Уфимского государственного нефтяного университета. Работа Семеновой М.Н. поддержана грантом Российского научного фонда № 25-22-00690.

Список литературы:

1. Troitskii O. A. Electromechanical effect in metals. JETP Lett. 10(1), 1969, 18.
2. Stolyarov V., Misochenko A. A pulsed current application to the deformation processing of materials. Materials 16(18), 2023, 6270.
3. Morkina A.Y., Tarov D.V., Khalikova G.R., Semenov A.S., Tatarinov P.S., Yakushev I.A., Dmitriev S.V. Comparison of the effect of electroplasticity in copper and aluminum. Facta Universitatis. Series: Mechanical Engineering 22(4), 2024, 615.
4. Morkina A.Y., Tarov D.V., Korznikova E.A., Khazimullin M.V., Semenova M.N., Tatarinov P.S., Yakushev I.A., Dmitriev S.V. Effect of current pulse parameters on the electroplasticity of tensioned copper wires. European Journal of Mechanics, A/Solids, 118, 2026, 106078.
5. Khalikova G.R., Korolkov O.E., Stolyarov V.V., Korznikova E.A., Dmitriev S.V. Competing deformation mechanisms of Grade 2 titanium under electrically assisted tension. Journal of Materials Research, 41(3), 2026, 494.
6. Kukudzhyanov K.V., Korznikova E.A., Chentsov A.V., Dmitriev S.V. A novel approach to determining the parameters of electric pulse healing of fatigue cracks. Materials Letters 404, 2026, 139565.
7. Morkina A.Y., Tarov D.V., Tatarinov P.S., Bebikhov Y.V., Korznikova E.A., Dmitriev S.V. Electric pulse treatment of Grade 5 titanium alloy plates after bending to reduce springback effect. Mechanics of Solids, 60(3), 2025, 2344.

УДК 61:57

**МЕТОДИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К ПРОВЕДЕНИЮ ДОКЛИНИЧЕСКИХ
ИССЛЕДОВАНИЙ НА ЦИТОТОКСИЧНОСТЬ И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ IN
VITRO МАТЕРИАЛОВ БИМЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

**Егорихина М.Н., Рубцова Ю.П., Чарыкова И.Н., Левичева Е.А., Фарафонтова Е.А.,
Линькова Д.Д., Алейник Д.Я.**

*Приволжский исследовательский медицинский университет, Нижний Новгород, Россия
egorihina.marfa@yandex.ru*

Мировое сообщество выработало ряд стандартов ISO, на основе которых проводятся испытания материалов. Однако спектр рекомендуемых к исследованию in vitro методик, регламентированных стандартами ISO, чрезвычайно узок и сосредоточен на доказательности наличия или отсутствия цитотоксичности. При разработке и проведении доклинических исследований ключевым вопросом, определяющим перспективность будущего использования биоматериала, является вопрос биосовместимости. В тоже время отсутствие цитотоксичности не гарантирует наличия биосовместимости материалов. Одним из подходов для улучшения сложившейся ситуации является расширение комплекса исследований in vitro на этапах разработки и доклинических исследований материалов. Эта концепция является лидирующей в мировом научном сообществе и позволяет снизить объем доклинических исследований in vivo.

Цель работы – разработка комплекса методических подходов к оценке биосовместимости материалов биомедицинского назначения с использованием методов in vitro на основе взаимодействия поверхностно зависимых клеток с исследуемым материалом.

Материалы и методы. В работе использованы первичные культуры поверхностно зависимых клеток – МСК жировой ткани человека,ДФЧ. Оценку тестируемых материалов проводили с использованием МТТ-теста, световой, фазово-контрастной и флуоресцентной микроскопии. Оценивали цитотоксичность, адгезию клеток к поверхности материала, жизнеспособность, пролиферативную и секреторную активность при иммобилизации клеток на материале в динамике.

Результаты. Представлен комплекс методических подходов к оценке биосовместимости биомедицинских материалов in vitro на основе высокоинформативных методов исследования с учетом рекомендаций международных стандартов ISO и ГОСТов РФ. Комплексный методических подходов включает: оценку цитотоксичности материалов методом МТТ-теста или прямого контакта, оценку адгезии клеток к поверхности материала с качественной характеристикой жизнеспособности клеток, оценку пролиферативной активности в динамике при культивирование клеток на поверхности или в структуре материала, при исследовании пористых материалов проведение оценки миграционной активности клеток в структуру материала, оценку секреторной активности и иммунофенотипа клеток при взаимодействии с материалом (Схема 1). Представленный комплекс методических подходов включает авторские методики: Пат. 2675376 РФ, Пат. 2740566 РФ. Описанный подход позволит снизить стоимость доклинических исследований и ускорить выход материала на стадии доклинических in vivo и клинических испытаний, повысить уровень безопасности для участников клинических испытаний, а в последующем, и для пациентов.



Схема 1. Алгоритм доклинических исследований цитотоксичности и биосовместимости материалов биомедицинского назначения.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ MG-0,1GA, MG-1,0GA И MG-0,1GA-0,6MN В РЕЗУЛЬТАТЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТОМ С РАЗНЫМИ ТЕМПЕРАТУРАМИ ОТЖИГА

Ершов Н.А., Баженов В.Е., Огольцов А.Е., Плегунова С.В., Комиссаров А.А.

Университет науки и технологий МИСИС, Россия, г. Москва

naershov@misis.ru

В настоящее время магниевые сплавы рассматриваются в качестве перспективного материала для изготовления временных медицинских изделий благодаря возможности безопасно растворяться в организме пациента. Добавление галлия в магниевые сплавы способствует повышению прочности за счёт формирования твёрдого раствора [1]. Марганец же в небольших количествах – благоприятно влияет на формирование равноосной структуры по механизму Зенера [2], а также на повышение коррозионной стойкости за счёт уменьшения разности потенциалов с примесным железом [3].

Исследования проводились на сплавах Mg-0,1Ga, Mg-1,0Ga и Mg-0,1Ga-0,6Mn. Плавка проводилась в печи сопротивления в защитной атмосфере Ar+2%SF₆ с использованием графитового тигля. Слябы отжигали в течение 8 ч при 500 °С. Прокат проводился до суммарного обжатия 97 % в 17 этапов. Для сохранения технологичности сплава между этапами деформации проводился промежуточный отжиг по двум режимам: 10 минут при 200 °С или 400 °С. Образцы для исследований отобраны после 5, 10, 15 и 17 этапов обработки без финальной термической обработки (ТО).

Таким образом, получены листы с толщинами 3,0; 1,1; 0,4 и 0,3 мм, на которых проведены: металлографический анализ структуры и исследования механических свойств (по ГОСТ 1497-2023). Типовые микроструктуры листов с толщиной 0,4 мм представлены (рис. 1), результаты механических испытаний приведены (рис. 2).

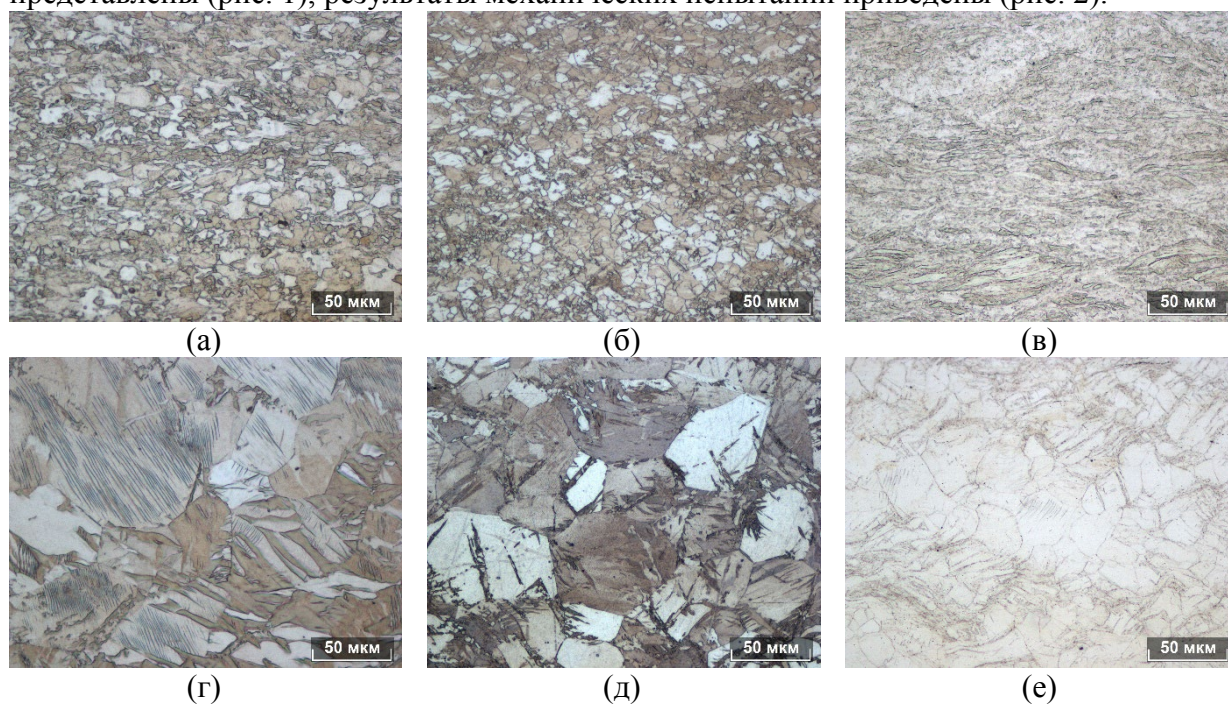


Рисунок 1 – Типовые микроструктуры после проката в продольном сечении при увеличении 500 крат: (а)-(в) промежуточный отжиг 200 °С; (г)-(е) промежуточный отжиг 400 °С; (а), (г) Mg-0,1Ga после 15 этапов деформации; (б), (д) Mg-1,0Ga после 15 этапов деформации; (в), (е) Mg-0,1Ga-0,6Mn после 15 этапов деформации

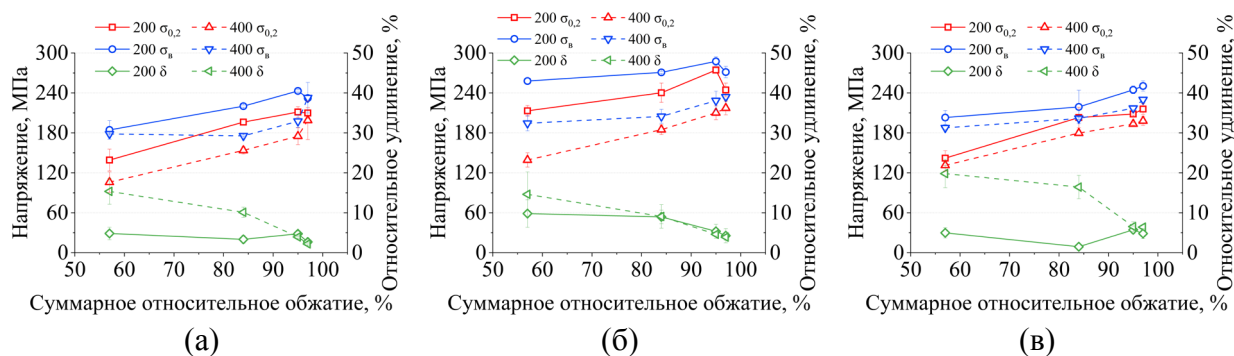


Рисунок 2 – Механические свойства заготовок различной толщины: (а) сплав Mg-0,1Ga; (б) сплав Mg-1,0Ga; (в) сплав Mg-0,1Ga-0,6Mn

При промежуточных отжигах с температурой выдержки 200 °С структуры всех сплавов более мелкозернистая и равноосная, чем при более высокой температуре. В результате деформации в основном наблюдаются полосы сдвига с длиной порядка толщины заготовок, с небольшим количеством двойников. В сплаве с марганцем структура состоит из сильнодеформированных и раздробленных исходных зёрен, что связано с повышением температуры рекристаллизации при легировании марганцем.

В микроструктурах сплавов с температурой отжига 400 °С полосы сдвига менее выражены, наблюдаются большое количество двойников и полос деформации внутри отдельных зёрен. В образцах наблюдается крупные зёрна, образующиеся в результате собирательной или вторичной рекристаллизации, а также области с мелкими рекристаллизованными зёрнами по границам крупных зёрен и двойников. В сплаве с марганцем структура более равноосная с меньшим количеством дефектов.

Прочность сплавов после отжига 200 °С выше, чем после 400 °С в среднем на 15 %, пластичность – меньше, что особенно выражено на заготовках большей толщины. Наиболее прочный сплав – Mg-1,0Ga, что обусловлено искажением кристаллической решётки за счёт внедрения атомов галлия. Наиболее пластичный – сплав с марганцем с наиболее равноосными зёрнами. Стоит отметить, что при больших обжатиях сплавы Mg-1,0Ga и Mg-0,1Ga-0,6Mn имеют сопоставимое относительное удлинение – 5 %.

Среди исследуемых сплавов наиболее перспективным для получения листовых заготовок для производства медицинских пластин и мембран является сплав Mg-1,0Ga, обладающий более высокими прочностными характеристиками и удовлетворительным удлинением. Для достижения большего удлинения предлагается проведение дополнительной термической обработки отжигом. Однако и сплав Mg-0,1Ga-0,6Mn может стать материалом для получения пластин большей толщины, к которым предъявляются повышенные требования к относительному удлинению.

«Выполнено в рамках реализации Стратегического проекта «Биомедицинская инженерия и биоматериалы «НИТУ МИСИС (программа «Приоритет 2030»)»

Список литературы:

1. Pekguleryuz M. O., Kainer K. U., Kaya A. A. (eds.). Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy. Oxford: Woodhead Publishing, 2013. 368 p. ISBN 978-0-85709-088-1.
2. Robson J. D., Henry D. T., Davis B. Particle effects on recrystallization in magnesium–manganese alloys // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528, Iss. 12. – P. 4239–4247.
3. ang L., He S., Yang C., Zhou X., Lu X., Huang Y., Qin G., Zhang E. Mechanism of Mn on inhibiting Fe-caused magnesium corrosion // Journal of Magnesium and Alloys. – 2021. – Vol. 9, Iss. 2.

УДК 669.295:621.9.048.7:539.4

ЛАЗЕРНОЕ УДАРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Жеребцов С.В., Виноградов И.М., Иванов С.Ю.,

Щепелина Д.Д., Шайсултанов Д.Г.

Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,

Санкт-Петербург, Россия

zherebtsov@smtu.ru

Лазерное ударное упрочнение (ЛУУ) — это инновационная методика, которая может использоваться для повышения усталостной прочности конструкционных материалов за счёт генерации значительных остаточных напряжений в поверхностном слое обрабатываемого материала. Обычно эффект такой обработки связывается с существенным измельчением структуры приповерхностного слоя вплоть до наноразмеров.

Настоящая работа была предпринята с целью оценки влияния пластической деформации, вносимой в ходе ЛУУ на структуру и свойства сплава ВТ6 для улучшения фундаментального понимания процесса ЛУУ. Микроструктурные исследования образцов после ЛУУ были выполнены с использованием дифракции обратно рассеянных электронов. Остаточные напряжения измерялись рентгеноструктурным методом ($\sin^2\psi$) и методом сверления. Механические свойства оценивались в ходе циклических испытаний.

В сплаве ВТ6 после ЛУУ были обнаружены лишь незначительные структурные изменения; в то же время отмечался рост плотности дислокаций и твёрдости. Однако исследование распределения остаточных напряжений в тонких пластинах после последовательной двухсторонней обработки показано сформировало сжимающие напряжения на обработанных кромках, но растягивающие напряжения. На основании экспериментальных и расчетных данных были проанализированы подходы к решению данной проблемы.

Циклические испытания образцов сплава ВТ6 показали замедление скорости распространения усталостной трещины после ЛУУ, а также рост усталостной прочности обработанных образцов.

Исследование выполнено в при поддержке Гранта Правительства РФ («Мегагрант»), соглашение №075–15–2025–006 от 26 февраля 2025 г.

Приведены результаты систематических исследований феноменологии, действующих механизмов деформации и микроструктурные изменения при сверхпластической деформации керамик с различным состоянием границ зерен и выявлены закономерности и отличительные особенности сверхпластической деформации керамических материалов по сравнению с традиционными металлическими сплавами.

На основе экспериментальных данных, полученных на модельной однофазной Bi_2O_3 керамике в широком температурно-скоростном интервале деформации, показано, что при температурах $\sim 0,85 T_{\text{пл}}$ и при скоростях деформации $\sim 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в керамике наблюдаются все признаки перехода в сверхпластическое состояние: высокая пластичность до разрушения ($\varepsilon = 75\text{-}80 \%$); низкие напряжения течения, отсутствие деформационного упрочнения, повышенное значение коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения ($m = 0,4$), сохранение равноосности микроструктуры после больших степеней деформации.

Экспериментально определены действующие механизмы сверхпластической деформации керамики. Показано, что в оптимальных условиях сверхпластичности основным механизмом деформации является кооперированное зернограничное проскальзывание. Выявлена корреляция между изменением механических свойств (кривой нагружения) и появлением полос кооперированного сдвига. Установлена важная роль неравновесности границ зерен в обеспечении сверхпластического течения керамики. Неравновесность границ зерен выражается в наличии в них захваченных границами решеточных дислокаций, которые стимулируют процесс зернограничного проскальзывания.

Изучено влияние жидкой зернограничной фазы на высокотемпературные свойства Bi_2O_3 керамики. Установлено, что наличие на границах зерен жидкой фазы при температуре деформации сильно снижает напряжение течения, приводит к возникновению ньютоновского вязкого течения с высоким коэффициентом m ($m \rightarrow 1$), однако в этих условиях резко снижается пластичность и переход в сверхпластическое состояние не наблюдается.

Исследованы высокотемпературные механические свойства и механизмы деформации в нестехиометрическом карбиде титана при наличии зернограничной металлической фазы. Такой материал проявляет высокую пластичность, не характерную для керамических материалов, а при определенных температурно-скоростных условиях деформации наблюдается переход в сверхпластическое состояние. Так, для соединения $\text{TiC}_{0,47}$ с размером зерен 10 мкм при $T = 950 \text{ }^\circ\text{C}$ и скоростях деформации $10^{-3}\text{-}10^{-4} \text{ с}^{-1}$ значение коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения m достигает 0,4, наблюдается установившаяся стадия деформации, деформация до разрушения при осадке составляет более 80 %.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ МЕДНОГО ГАЛЬВАНИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА ФИНИШНОЕ СЕРЕБРЯНОЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ**Засецкий И.В.***Нижегородский Государственный Технический Университет им. Р.Е. Алексеева,**Нижний Новгород, Россия**zivanzivano@mail.ru*

В современном гальваническом производстве широко применяются многослойные покрытия, позволяющие сочетать ценные свойства различных металлов. Особый интерес представляет комбинация медного подслоя и финишного серебряного покрытия, используемая в электротехнической и ювелирной промышленности. Однако процесс нанесения медного покрытия сопряжен с риском наводороживания как осадка, так и основного металла, что впоследствии может негативно сказаться на адгезии, пористости и внешнем виде итогового изделия [1].

Известно, что в процессе электроосаждения металлов на катоде параллельно с основной реакцией восстановления металла протекает побочная реакция выделения водорода [2]. Водород, находящийся в атомарной форме на поверхности, частично диффундирует в структуру осаждаемого металла и подложки, вызывая явление водородного охрупчивания [3]. При последующем нанесении серебряного покрытия, которое характеризуется низкой диффузионной подвижностью водорода, этот газ может «запираться» в слое меди и на границе раздела с подложкой. Это создает внутренние напряжения и ухудшает сцепление (адгезию) между слоями [4], что согласуется с общими принципами наводороживания металлов при гальванической обработке [5].

Целью данной работы является исследование влияния параметров нанесения медного гальванического покрытия на качество и адгезионную прочность последующего финишного серебряного покрытия.

В качестве метода исследования использовалось сравнение образцов с медным подслоем, осажденным из различных электролитов, оказывающих различное влияние на наводороживание. Контроль осуществлялся визуально и с помощью адгезионных испытаний (метод решетчатых надрезов). Известно, что проникновение водорода в стальную основу может быть значительно снижено при использовании эффективных ингибиторов наводороживания в электролите меди [6]. Предварительные эксперименты показали, что при использовании современных пирофосфатных электролитов меди, характеризующихся пониженным выходом по току, количество выделяющегося водорода возрастает. Это, в свою очередь, приводит к снижению адгезии серебряного покрытия: наблюдаются отслаивания и пузыри, особенно на образцах с высокой твердостью и внутренними напряжениями [7].

Напротив, применение электролитов с высокой катодной поляризацией, например сернокислого электролита, или введение специальных добавок, снижающих перенапряжение водорода, позволяет уменьшить его проникновение в медный подслой [8]. Последующее термическое обезводороживание (прогрев при 150–200 °С) также является эффективным методом удаления остаточного водорода перед нанесением финишного покрытия, что способствует восстановлению пластичности меди и повышению прочности сцепления с серебром [9].

Таким образом, процесс наводороживания медного подслоя является критическим фактором, определяющим качество финишного серебряного покрытия. Для обеспечения высокой адгезии и минимизации дефектов необходимо контролировать состав электролита меди, режимы нанесения и, при необходимости, проводить операцию термического обезводороживания перед финишной обработкой. Полученные результаты

подчеркивают необходимость тщательной оптимизации технологии для конкретных изделий с высокими требованиями к надежности.

Список литературы:

1. ГОСТ 9.302-88. Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля. – М. : Изд-во стандартов, 1989. – 23 с.
2. Гамбург Ю.Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов / Ю.Д. Гамбург. – М. : Янус-К, 1997. – 384 с.
3. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, А.А. Буханов. – М. : Металлургия, 1978. – 248 с.
4. Лайнер В.И. Современные проблемы гальванотехники / В.И. Лайнер // Защита металлов. – 2005. – Т. 41, № 2. – С. 115–123.
5. Ямпольский А.М. Гальванические покрытия : справочное издание / А.М. Ямпольский, В.Н. Кудрявцев. – Л. : Машиностроение, 1977. – 312 с.
6. Кудрявцев В.Н. Ингибиторы наводороживания при гальваническом осаждении металлов / В.Н. Кудрявцев, И.В. Муравьева // Гальванотехника и обработка поверхности. – 2010. – Т. 18, № 3. – С. 25–29.
7. Федотов В.В. Влияние водорода на структуру и свойства медных покрытий / В.В. Федотов, С.А. Лавриненко // Электрохимия. – 2012. – Т. 48, № 7. – С. 712–718.
8. Углов В.А. Повышение качества медных гальванических покрытий с помощью органических добавок / В.А. Углов, Т.П. Шаповалова // Журнал прикладной химии. – 2018. – Т. 91, вып. 5. – С. 659–665.
9. Осипов К.А. Термическое обезводороживание металлов и сплавов / К.А. Осипов, И.Н. Шишкин. – Екатеринбург : УрО РАН, 2008. – 176 с.

**ОЦЕНКА МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ
ГНКТ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Исламов А.И.¹, Абдрахманова Э.Д.², Астанин В.В.², Зарипов Н.Г.², Хафизова Э.Д.^{2,3}

¹ООО «Интэко Тюбинг», Алабуга, Россия

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

³Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия

a.Islamov@itubing.ru

Гибкие насосно-компрессорные трубы (ГНКТ) являются альтернативой сборным колоннам и обеспечивают проходимость в боковых и горизонтальных участках скважин, недоступных для стандартных жестких труб [1]. Их транспортировка в скважину осуществляется с барабана колтюбинговой установки без промежуточных операций сборки/разборки, что существенно сокращает время технологических операций. К материалу ГНКТ предъявляются повышенные требования по коррозионной стойкости, прочности и пластичности.

Технология производства включает прокатку листов и сварку давлением для получения трубного профиля, а также поверхностную закалку токами высокой частоты (ТВЧ). Для оценки влияния эксплуатационных факторов на свойства металла были исследованы два состояния: исходное (новая труба) и после эксплуатации. Особое внимание уделено поиску корреляции между распределением микротвердости (метод Виккера, нагрузка 0,5 кгс, сетка 0,5 мм, 3 параллельных ряда) (рисунок 1) и величиной коэрцитивной силы, связанной со структурными перестройками доменной структуры под действием знакопеременных изгибающих нагрузок в области пластической деформации. Анализ этих параметров может быть полезным для оценки работоспособности и остаточного ресурса ГНКТ.

При циклических испытаниях на стенде было зафиксировано максимальное повышение коэрцитивной силы с 7,3 А/см до 12 А/см. Этот результат вполне согласуется с общими представлениями о влиянии наклепа на магнитные свойства. Вместе с тем, результаты измерений коэрцитиметром на трубах другого поставщика зафиксировали падение значений коэрцитивной силы. Если для новой трубы этот показатель составил 4,3 А/см, то после эксплуатации он снизился до 1,5 А/см. Такая динамика является нетипичной, поскольку в процессе эксплуатации обычно ожидается рост коэрцитивной силы, обусловленный накоплением дефектов кристаллической решетки и повышением внутренних напряжений.

Наблюдаемое снижение может объясняться достижением наклепа высокой степени с равномерным распределением остаточных напряжений. Снижение коэрцитивной силы наблюдается в случае, когда период неоднородности остаточных напряжений становится соизмерим с толщиной доменных стенок, а это, в свою очередь связано с исходной структурой и фазовым составом стали. Кроме того, не исключено влияние магнитоупругого эффекта Виллари, при котором механические напряжения в ферромагнетике способны изменять намагниченность и снижать коэрцитивные характеристики, компенсируя дефектное упрочнение.

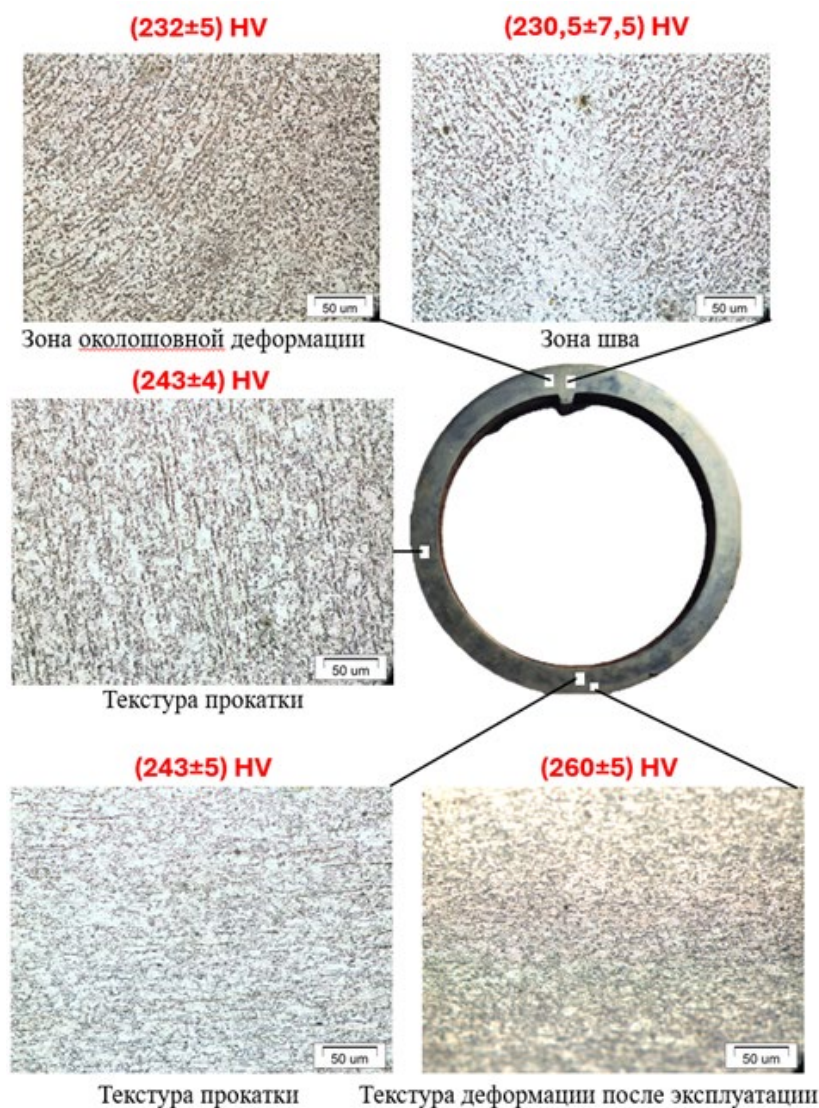


Рисунок 1 – Схема исследованных участков и усредненные значения микротвердости для трубы из стали А606 после эксплуатации

Список литературы:

1. В. В. Ядрин, Ю. Б. Линд, А. С. Гераськин, А. Ф. Галиев ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИ БУРЕНИИ НА ГИБКИХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБАХ – СОВРЕМЕННЫЙ МИРОВОЙ ОПЫТ И ПЕРСПЕКТИВЫ ДЛЯ РОССИИ, Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. 2024. Вып. 3 (149). С. 9-21.

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi НА ЕГО КОРРОЗИОННОЕ
ПОВЕДЕНИЕ В МОДЕЛЬНЫХ БИОСРЕДАХ****Исхакова Э.И.^{1,2}, Чуракова А.А.^{1,2}**

¹*Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение
Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук,
г. Уфа, Россия*

²*Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
elmira.iskhakova.74@mail.ru*

Нитинол является одним из наиболее востребованных сплавов для биомедицинских применений благодаря уникальному сочетанию суперэластичности и эффекта памяти формы [1]. Эти свойства обусловлены термоупругими мартенситными превращениями «B2-B19'», благодаря которым материал способен возвращать первоначальную форму при изменении температуры или после снятия нагрузки. Высокая коррозионная стойкость нитинола связана с образованием на поверхности пассивной оксидной пленки TiO_2 . В физиологических хлоридсодержащих средах сплав в целом устойчив, но сохраняет склонность к локальной коррозии, особенно питтингу. Для биомедицинских применений это важно из-за возможного высвобождения ионов никеля, способных вызывать нежелательные аллергические реакции. Поэтому изучение коррозионной стойкости сплава остается актуальным.

Для изучения был выбран сплав $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$, обогащенный никелем. Крупнозернистое (КЗ) состояние получали путем закалки из области гомогенности (нагрев при $T=800^\circ C$ в течение 1 часа) в воду. Далее проводили отжиг при температуре $430^\circ C$ (температура старения) в течение 1 часа. Ультрамелкозернистое (УМЗ) состояние формировали двумя способами: равноканальным угловым прессованием (РКУП) при температуре $450^\circ C$ по маршруту Вс с числом проходов $n=4$, а также прокаткой-волочением (при $T=500^\circ C$ и $T=300^\circ C$ соответственно). После каждого из указанных способов получения УМЗ-состояния образцы подвергали отжигу при температуре $430^\circ C$ в течение 1 часа. Затем образцы выдерживали в течение 30 суток в коррозионных растворах, имитирующих биологическую среду организма: растворе Рингера, 0,9% NaCl, растворе Хэнкса, искусственной плазме крови и слюне.

В ходе экспериментальных исследований с использованием оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии была выполнена сравнительная оценка коррозионной стойкости и микроструктурных изменений поверхности сплава $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$ в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Были выполнены рентгенофазовый анализ, механические испытания и качественные реакции на высвобождение ионов титана (Ti^{4+}) и никеля (Ni^{2+}).

На поверхности образцов зафиксированы оксидная пленка TiO_2 и продукты коррозии, соответствующие по составу исследуемым средам. Существенных изменений массы при измерении скорости коррозии не выявлено. При оценке интенсивности выделения ионов Ti^{4+} и Ni^{2+} установлено, что в УМЗ-состоянии (прокатка-волочение) выход ионов в растворы полностью отсутствует, тогда как для других структурных состояний зафиксировано незначительное высвобождение никеля.

Список литературы

1. Yamauchi K. Shape Memory and Superelastic Alloys: Technologies and Applications / K. Yamauchi I. Ohkata K. Tsuchiya S. Miyazaki. Woodhead Publishing, Cambridge, UK. 2011. 232 p.
2. Otsuka K., Wayman C.M. Shape Memory Materials. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

**ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА
МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**

**Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}, Черкасов В.В.^{1,2}, Оскокин А.А.^{1,2},
Юсупов В.С.¹, Андреев В.А.¹**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

²*Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия*

rdkarelin@gmail.com

Бесшовные трубы из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана (Ti-Ni) нашли широкое применение в различных областях науки и техники, а также в медицине, для производства соединительных втулок, муфт, сердечно-сосудистых стентов и других специальных устройств. Производство бесшовных труб из никелида титана является сложной научной и технологической задачей. В настоящее время трубы из СПФ Ti-Ni в России не производятся, что говорит о важности разработки технологии их получения в рамках импортозамещения.

В данной работе представлены результаты исследований, направленных на разработку научно-технологических основ получения труб из никелида титана технического и медицинского назначения методами винтовой прокатки и ротационнойковки. Гильзы из сплавов Ti-50,0 ат.% Ni и Ti-50,8 ат.% Ni для проведения раскатки и ротационнойковки получали методом электроэрозионной резки. Опытную раскатку гильз из никелида титана с внешним диаметром 40 мм и толщиной стенки 10 мм проводили на трехвалковых станах поперечно-винтовой прокатки СВП 70 и СВП 14-40 при температурах 900 и 1000 °С. В результате проведения прокатки были получены бездефектные трубные заготовки с минимальным внешним диаметром 24,6 и 27,5 мм и толщиной стенки 2,3 и 4 мм для станов СВП 14-40 и СВП 70, соответственно.

Также в рамках данного исследования была разработана и успешно применена технологическая схема проведения ротационнойковки для получения труб из сплавов с памятью формы на основе Ti-Ni диаметром менее 15 мм. В результате проведения ротационнойковки из гильз с внешним диаметром 15 мм и толщиной стенки 2,5 мм были получены трубные заготовки с минимальным внешним диаметром 10,5 мм и толщиной стенки 1,1 мм.

Анализ механических и функциональных свойств трубных заготовок СПФ Ti-Ni показал, что винтовая раскатка и ротационнаяковка не сопровождаются значительным изменением твердости, структурного состояния и характеристических температур мартенситных превращений, что говорит о правильном выборе технологического маршрута прокатки иковки с точки зрения сохранения свойств сплава и возможности последующей дополнительной обработки.

К наиболее перспективным режимам раскатки трубной заготовки СПФ Ti-Ni, следует отнести проведение умеренной деформации с относительным обжатием за проход 10-30% при температурах деформации 850-1000 °С. Ротационнуюковку следует проводить при начальной температуре 900 °С и относительной деформации за проход не более 5 % с постепенным понижением температуры деформации до 500 °С из-за ускоренного охлаждения заготовки с уменьшением толщины стенки.

Полученные результаты говорят о перспективности использования винтовой прокатки и ротационнойковки для получения бесшовных труб из никелида титана технического и медицинского назначения.

**МАЛООТХОДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ:
ОБЕЗВРЕЖИВАНИЕ Cr(VI) И РЕКУПЕРАЦИЯ МЕТАЛЛОВ ИЗ ШЛАМОВ****Квятковская А.С.***Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия*

kvyatkovskay@mail.ru

При электрохимической размерной обработке жаропрочных и функциональных сплавов экологическая проблема возникает уже в ходе основного технологического процесса. В электролите накапливаются ионы металлов, в том числе соединения шестивалентного хрома, а твёрдая фаза уходит в шлам, который нельзя рассматривать как обычный производственный мусор. Если такие потоки только нейтрализовать и складировать, предприятие теряет ценные металлы и одновременно повышает нагрузку на очистные сооружения. Поэтому малоотходная схема ЭХО должна включать не один отдельный приём, а последовательность операций: управляемое образование шлама, его отделение, обезвреживание Cr(VI) и возврат никеля, кобальта и других компонентов в оборот. Этому комплексу решений и посвящена работа.

В качестве объектов использовали жаростойкий сплав ЦНК-7П, жаропрочные композиции на основе ЖС-6У, в том числе после термообработки расплава с введением дисперсных тугоплавких добавок, железо-кобальт-никелевые сплавы 36КНМ и ВПМ-2, а также никель-хромовые ЭК-79 и ЭП-741-нп. Для этих материалов изучали высокоскоростное анодное растворение, состав образующихся шламов и изменение свойств рабочего электролита. Отдельно оценивали электрофлотационное отделение твёрдой фазы, восстановление Cr(VI) в истощённых растворах и электролитическое извлечение никеля и кобальта из шламов. Фазовый и элементный состав продуктов растворения контролировали рентгеноспектральным анализом.

Анализ показал, что при ВАР многокомпонентные сплавы растворяются в целом согласованно: элементы переходят в раствор в соотношениях, близких к их содержанию в исходном материале. Для переработки отходов это принципиально, потому что состав шлама можно заранее связать с маркой обрабатываемого сплава. Для удаления твёрдой фазы из электролита предложена электрофлотация. Катионный жир и талловое масло в этой схеме работают не только как флотирующие реагенты: они улучшают вывод шлама, одновременно поддерживая производительность ЭХО и состояние обработанной поверхности. Состав электролита защищён патентом РФ № 2163525[1]. Для жидкой части отходов рассмотрено восстановление и удаление Cr(VI), а для твёрдой — электролитическое извлечение никеля и кобальта. Дополнительный результат связан с титансодержащими шламами: они могут использоваться повторно как пластифицирующая добавка в строительных смесях [2].

Предложенная схема переводит отходы ЭХО из разряда трудноутилизируемого остатка в управляемый материальный поток. Она уменьшает токсичность отработанных растворов, снижает объём шламов, повышает безопасность участка и возвращает часть ценных металлов в технологический цикл. Такой подход особенно важен для предприятий, где обрабатываются никель-хромовые и железо-кобальт-никелевые сплавы с высокой стоимостью легирующих компонентов.

Список литературы:

1. Патент РФ № 2163525. Электролит для электрохимической обработки сплавов.
2. Амирханова Н.А., Квятковская А.С. Особенности электрохимической обработки железо-кобальт-никелевых и никель-хромовых сплавов // Вестник УГАТУ.

УДК 620.193.53

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СОСТАВА ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА СКОРОСТЬ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ АУСТЕНИТНЫХ И ЖАРОПРОЧНЫХ
СПЛАВОВ В АТМОСФЕРАХ SO_3 И SO_2+SO_3**

Квятковская А.С., Сабурова Ю.Б., Хусаинов Ю.Г., Бакиева Г.Р.

Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

bakievagr@uust.ru

Высокотемпературная сульфатная коррозия — один из основных механизмов деградации конструкционных сплавов оборудования, эксплуатируемого в средах с оксидами серы (котлы, газовые турбины, установки переработки серосодержащего сырья). Целью работы являлось экспериментальное определение скорости коррозии образцов аустенитных и жаропрочных сплавов (AISI 904L, 2.4858, 2.4856, AISI 316Ti) в искусственно созданных атмосферах SO_3 и SO_2+SO_3 при температурах 500 и 700 °С.

Скорость коррозии определялась по методологии ГОСТ 9.107-2023 «Единая система защиты от изменений и старения. Коррозионная агрессивность атмосферы. Классификация и оценка», который устанавливает порядок определения скорости коррозии стандартных образцов для оценки коррозионной агрессивности атмосфер. Стандарт предусматривает использование плоских образцов из алюминия, меди, углеродистой стали и цинка; результаты предназначены для классификации коррозионности по ГОСТ 9.107-2023 [11]. Он устанавливает современную систему оценки коррозионного воздействия атмосферных условий.

Испытания проводили в герметизированном тигельном объёме. Атмосферу SO_3 создавали термическим разложением 50 %-й H_2SO_4 , смешанную атмосферу SO_2+SO_3 — термолизом $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$; выдержка образцов в муфельной печи составляла 1 ч. Скорость коррозии определяли гравиметрическим методом по ГОСТ ISO 9226—2022 с расчётом массового показателя К и скорости проникновения П (мм/год). Механические свойства оценивали испытанием на трёхточечный изгиб по ГОСТ 14019-2003 «Материалы металлические. Метод испытания на изгиб» (в новой версии учтены современные требования и гармонизированы методы с международным стандартом ИСО 7438:1985) структуру и толщину оксидного слоя — методом оптической металлографии (микроскоп AxioObserver Alm, анализатор SIAMS 800).

Результаты испытаний на трёхточечный изгиб показали, что при изгибе всех образцов до угла 90° разрыв и возникновение трещин не произошло (рис.1)

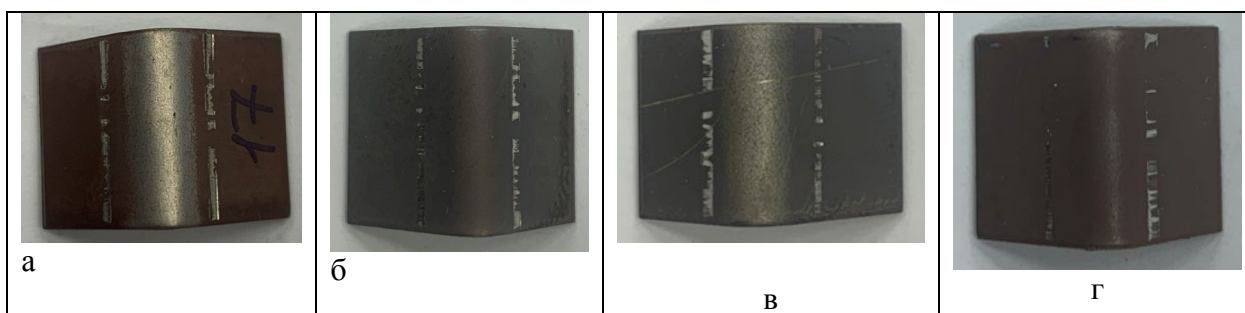


Рисунок 1. Образцы после Проведения испытаний по ГОСТ 14019-2003 образцы после испытаний в атмосфере SO_2+SO_3 при 700°C, 1 час: а – образец №1, б – образец №2, в – образец №3, г – образец №4

Средние значения скорости проникновения П по режимам приведены в таблице.

Газовая среда	500 °C	700 °C
SO ₃	0,0255	0,0869
SO ₂ +SO ₃	0,0182	0,0129

Таблица 1. Средняя скорость проникновения П, мм/год

Установлено, что условия по агрессивности ранжируются в ряд: SO₃ (700 °C) > SO₃ (500 °C) > SO₂+SO₃ (500 °C) > SO₂+SO₃ (700 °C). Наиболее агрессивным является режим SO₃ при 700 °C: максимальная скорость проникновения П = 0,1126 мм/год (образец из сплава 2.4858), что соответствует представлениям о горячей коррозии II типа с участием SO₃-содержащей среды и образованием расплавленных сульфатных фаз. Снижение П в смеси SO₂+SO₃ при 700 °C связано с уменьшением равновесной доли SO₃ и меньшей стабильностью сульфатного расплава.

Металлографический анализ выявил формирование окисно-сульфатных плёнок толщиной до 6,1 мкм (SO₃, 700 °C) и межкристаллитную коррозию на всех образцах. Испытания на изгиб до угла 90° не выявили трещин, что свидетельствует о сохранении пластичности сплавов после коррозионного воздействия. Режим SO₃ при 700 °C рекомендован как проектный для последующих квалификационных испытаний материалов и защитных покрытий.

Список литературы:

1. Hu S., Finklea H., Liu X. A review on molten sulfate salts induced hot corrosion // Journal of Materials Science & Technology. 2021. Vol. 90. P. 243–254.
2. Misra A. K., Whittle D. P. Effects of SO₂ and SO₃ on the Na₂SO₄ induced corrosion of nickel // Oxidation of Metals. 1984. Vol. 22. P. 1–33.
3. Анализ методов повышения надежности трубопроводной арматуры специального назначения/Яковлев Г.С., Хусаинов Ю.Г., Селищев Р.А.//Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2025. Т. 29. № 3 (109). С. 13-23.

**КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ АНОДНОЕ
РАСТВОРЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT6
И VT6-ELI**

Квятковская А.С., Сабурова Ю.Б., Черняева Е.Ю.

Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

chernyaevaelen@mail.ru

Двухфазные ($\alpha+\beta$)-сплавы VT6 и его высокочистая модификация VT6-ELI применяют прежде всего в авиастроении, а благодаря биосовместимости — и в производстве медицинских имплантатов. Интенсивная пластическая деформация переводит их в объёмное ультрамелкозернистое (УМЗ) состояние с зерном 100–300 нм и заметно поднимает прочность, что позволяет облегчать конструкции и уменьшать типоразмеры имплантатов. Но измельчение зерна меняет и электрохимию материала: иными становятся его коррозионная стойкость и поведение при электрохимической размерной обработке (ЭХО) — ведущем способе формообразования деталей из труднообрабатываемых титановых сплавов. Цель работы — установить, как величина зерна VT6 и VT6-ELI влияет на их коррозионное поведение и высокоскоростное анодное растворение (ВАР).

Коррозионную стойкость оценивали в 1 М соляной кислоте и физиологическом растворе Рингера, моделирующем условия работы имплантата в организме. Регистрировали изменение бестокового потенциала во времени, снимали потенциодинамические кривые с расчётом энергии активации, выдерживали образцы в коррозионной камере и полировали их химически. ВАР изучали отдельно — сначала в гальваностатическом режиме, затем на стенде, воспроизводящем реальную ЭХО; работали и с активирующими электролитами на основе NaCl, и с пассивирующими на базе NaNO₃. По опытам считали скорость съёма и выход по току, определяли коэффициент локализации (точность формообразования) и шероховатость, а состав поверхностных плёнок устанавливали рентгеноспектрально.

В УМЗ-состоянии оба сплава начинают растворяться при заметно более отрицательных потенциалах, чем крупнозернистые аналоги: сказываются возросшая протяжённость границ зёрен и повышенная плотность дефектов кристаллической решётки. Само наноструктурирование ускоряет коррозию, но подобранные режимы химического полирования формируют более совершенную оксидную плёнку и возвращают стойкость УМЗ-образцов к приемлемому уровню. При ВАР измельчение зерна вместе с импульсной поляризацией повышает локализующую способность электролита и качество поверхности, а это прямо определяет точность формообразования. Разработан состав электролита для ЭХО VT6 и VT6-ELI с УМЗ-структурой, повышающий одновременно производительность и качество; новизна подтверждена патентом РФ № 2192943.

Полученные зависимости позволяют сформулировать практические рекомендации по формообразованию наноструктурных титановых сплавов импульсным током и наметить пути повышения коррозионной стойкости изделий, что востребовано в авиастроении и медицинском приборостроении.

Список литературы:

1. Патент РФ № 2192943. Электролит для электрохимической обработки титановых сплавов.
2. Амирханова Н.А., Черняева Е.Ю. Влияние размера зерна титановых сплавов на их коррозионное поведение и анодное растворение // Вестник УГАТУ.

ОБОБЩЁННАЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЬ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА АНОДНОЕ РАСТВОРЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**Квятковская А.С., Сабурова Ю.Б., Хамзина А.Р., Попова Т.И.***Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия*

kvyatkovskaya@mail.ru, saburova.yb@mail.ru, Albina.hamzina@yandex.ru,

tayapopova@yandex.ru

Объёмные заготовки с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, получаемые интенсивной пластической деформацией (ИПД), прежде всего равноканальным угловым прессованием (РКУП), меняют не только механику, но и электрохимию металла. Дело в самой структуре: возникающие при ИПД скопления дислокаций, границы зёрен и тройные стыки накапливают избыточную энергию и имеют смещённый электрохимический потенциал, а это прямо влияет на скорость анодного растворения. Пока связь структурного состояния с этой скоростью не описана, трудно и прогнозировать коррозию наноструктурных изделий, и грамотно задавать режимы электрохимической размерной обработки (ЭХО). Накопленные по отдельным металлам данные разрознены и в общую картину до сих пор не сложились. Работа нацелена на такую общую закономерность — связь степени измельчения зерна с характером анодного поведения, не зависящую от природы металла.

Изучали технически чистые медь М1 и титан ВТ1-0, титановые сплавы ВТ6 и ВТ6-ЕЛ1, алюминиевые сплавы систем Al–Mg и Al–Mg–Li (1420, 1421, 5083), а также никель и никелид титана. Каждый материал брали в двух состояниях: УМЗ, полученном РКУП по разным маршрутам (зерно 0,05–0,4 мкм), и исходном крупнозернистом (10–70 мкм); сравнение выделяло вклад структуры. Применяли измерение стационарного бестокового потенциала, потенциодинамическую и гальваностатическую поляризацию, гравиметрию и титриметрию для скорости коррозии, рентгеноспектральный анализ поверхностных плёнок. На стенде, имитирующем реальную ЭХО, фиксировали съём материала, выход по току, коэффициент локализации и шероховатость.

Для всех систем картина одна: с измельчением зерна точка анодной активации смещается в отрицательную сторону, и УМЗ-материал переходит в раствор раньше крупнозернистого. Отвечают за это разросшаяся сеть границ зёрен и рост плотности дислокаций, увеличивающие долю энергетически активной поверхности. В активирующих средах это оборачивается ускорением коррозии: у алюминиевых сплавов в 3 % NaCl — в 1,4–2,4 раза, у никеля в соляной кислоте разной концентрации — в 2–9 раз, у никелида титана в самых жёстких условиях — до нескольких десятков крат. Пассивирующие добавки (например, 0,1 % пероксида водорода) эффект частично снимают, а у меди он определяется маршрутом и числом проходов РКУП. Обобщение этих наблюдений даёт единый принцип «структурного сдвига потенциала», связывающий зернистость и природу электролита с формой и положением анодной кривой независимо от группы металла.

Практический смысл прост: по структурному состоянию наноструктурного материала можно заранее судить о его обрабатываемости и склонности к коррозии, а химическое и электрохимическое полирование целенаправленно повышают стойкость. На этой основе строится методология расчёта режимов ЭХО и выбора противокоррозионной защиты изделий из объёмных наноструктурных металлов и сплавов.

Список литературы:

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объёмные наноструктурные металлические материалы. — М.: Академкнига, 2007. — 398 с.
2. Амирханова Н.А. и др. Высокоскоростное анодное растворение металлов с ультрамелкозернистой структурой // Вестник УГАТУ. — Уфа: УГАТУ.

УДК 666.3:546.41'65'654:616-77

**ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ФАЗЫ ВИТЛОКИТ,
ДОПИРОВАННОЙ КАТИОНАМИ СТРОНЦИЯ И ЭРБИЯ
ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ**

**Керученко М.А.^{1,2}, Крохичева П.А.¹, Уткин Д.С.¹, Оболкина Т.О.¹,
Антонова О.С.¹, Гольдберг М.А.¹, Комлев В.С.¹**

¹Федеральное Государственное Бюджетное Учреждение Науки Институт
Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова Российской Академии Наук, Москва,
Российская Федерация

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
margoshakeru@gmail.com

Каждый год общее число людей по всему миру, получивших травмы костей, растет [1]. Этому способствуют современные темпы концентрации населения в городах, насыщенность высокоскоростным транспортом, сложная политическая обстановка. По данным государственной статистической отчетности Министерства здравоохранения РФ показатели смертности от новообразований за 2017-2019 имели тенденции к увеличению. Небольшой, но весомый процент от различных типов злокачественных опухолей занимают остеосаркомы [2], также костная ткань служит потенциальной мишенью для отдаленного метастазирования большинства злокачественных опухолей, однако точная частота возникновения метастазов в кости остается неизвестной [3]. Переломы и метастазы не всегда поддаются консервативному лечению. Одним из вариантов является оперативное лечение с удалением частей кости. Актуальным становится разработка нового костного неорганического материала, схожего по механическим характеристикам с человеческой костью и не вызывающего негативным иммунный ответ у реципиента.

Группой подходящих материалов являются кальций фосфаты. Самые распространенные представители группы - гидроксипатит и β -трикальцийфосфат (β -ТКФ) обладают недостаточной биорезорбцией *in vivo*, что не позволяет ускорить процесс восстановления костной ткани. Ожидается, что дополнительное введение катионов Sr^{2+} в кристаллическую решётку фазы витлокита будет положительно влиять на процесс остеогенеза [4, 5], а введение катионов Er^{3+} придаст материалу люминесцентные свойства в ближней инфракрасной области, что в дальнейшем позволит использовать данный материал для замещения костной ткани, поражённой раковыми клетками, с осуществлением локального терапевтического воздействия методом фототермии [6].

Методом осаждения из водного раствора солей были получены керамические порошки, на основе фазы витлокит β -ТКФ $\text{Ca}_{2.83}\text{Sr}_{0.17}(\text{PO}_4)_2$ содержащие катионы Sr^{2+} до 10 ат.% и разное количество катионов Er^{3+} (0,5, 1, 3 ат.%) получали многоэтапной методикой, включающей синтез из водного раствора солей, а также термообработку. Согласно данным РФА с использованием метода ЛеБея были рассчитаны параметры элементарной ячейки и объём кристаллической решетки типа витлокит ($a = 10,3209 \text{ \AA}$, $c = 37,1452 \text{ \AA}$, $V = 3426,6 \text{ \AA}^3$). Показано, что при допировании катионами Er^{3+} происходит увеличение данных параметров. Была рассчитана теоретическая степень изоморфного замещения ионов Ca^{2+} или Sr^{2+} на катионы Er^{3+} в кристаллической решётке фазы витлокит. Исследовано распределение частиц в порошках по размерам. Проведены исследования методом ИК-спектроскопии и ЭПР. Исследованы спектры люминесценции полученных порошков. На гидравлическом прессе при давлении 700 МПа в форме с прямоугольным вырезом 30 на 3,4 мм были получены балки. Проведено их спекание в муфельной печи при температуре 1100 °С. В исследованиях на трехточечный изгиб определено, что средняя прочность материала составляет 12,5 МПа, что соответствует

прочности трабекулярной костной ткани. Наибольшая открытая пористость, определенная методом гидростатического взвешивания, наблюдается у витлокита, содержащего 1% эрбия и составляет $42\pm 4\%$. В перспективе готовые изделия сложной формы будут производиться с помощью 3D-печати методом цифровой светодиодной проекции.

Список литературы:

1. Wu A. M. et al. Global, regional, and national burden of bone fractures in 204 countries and territories, 1990–2019: a systematic analysis from the Global Burden of Disease Study 2019 //The Lancet Healthy Longevity. – 2021. – Т. 2. – №. 9. – С. e580-e592.
2. Grimer R. J., Hogendoorn P. C. W., Vanel D. Tumours of bone: introduction //WHO Classification of Tumours of Soft Tissue and Bone; IARC: Lyon, France. – 2013. – С. 244-247.
3. Migliorini F. et al. Bone metastases: a comprehensive review of the literature //Molecular biology reports. – 2020. – Т. 47. – №. 8. – С. 6337-6345.
4. Wan B. et al. Building osteogenic microenvironments with strontium-substituted calcium phosphate ceramics //Frontiers in bioengineering and biotechnology. – 2020. – Т. 8. – С. 591467.
5. Tovani C. B. et al. Strontium calcium phosphate nanotubes as bioinspired building blocks for bone regeneration //ACS applied materials & interfaces. – 2020. – Т. 12. – №. 39. – С. 43422-43434.
6. Goldberg M. A. et al. Calcium and magnesium phosphates bone cements for biovisualization and theranostic applications //Biophysical Reviews. – 2025. – С. 1-14.

**АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРОВ ЦИКЛА ПЕРЕРАБОТКИ
ОБЛУЧЕННОГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА С ПОМОЩЬЮ
ПОТЕНЦИОМЕТРИЧЕСКИХ МУЛЬТИСЕНСОРНЫХ СИСТЕМ****Кирсанов Д.О.***Институт химии СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия**d.kirsanov@gmail.com*

На текущий момент инструментарий аналитического контроля сред переработки отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) существенно ограничен. Широкий элементный анализ традиционно опирается на методики с индуктивно-связанной плазмой: масс-спектрометрию (ИСП-МС) и атомно-эмиссионную или атомно-абсорбционную спектроскопию (ИСП-АЭС/ААС). Несмотря на отличную чувствительность и селективность этих подходов, их повсеместное внедрение для мониторинга технологических потоков сдерживается рядом факторов: сложной и длительной пробоподготовкой, высокими затратами на аппаратуру и реактивы, а также необходимостью привлечения экспертов высокой квалификации. Наиболее критичным ограничением выступает временной лаг: аналитические данные становятся доступны лишь спустя несколько часов после пробоотбора. Подобная задержка делает затруднительным полноценный онлайн-мониторинг и оперативное управление экстракционными процессами.

За последние годы в нашей научной группе проведен ряд исследований, направленных на формировании методологической базы для непрерывного отслеживания концентраций приоритетных компонентов в технологических средах переработки ОЯТ. Предлагаемый подход базируется на применении массивов потенциометрических сенсоров с полимерными пластифицированными мембранами с последующей математической обработкой откликов посредством алгоритмов машинного обучения (хеометрических моделей) [1-3]. В составе сенсорных мембран используются специфические лиганды, заимствованные из практики жидкостной экстракции, где они успешно применяются для разделения и концентрирования актинидов и лантанидов. На сегодня экспериментально подтверждена эффективность предложенной концепции при работе с реальными производственными растворами комбината «Маяк». Комплексно исследованы показатели радиационной устойчивости и долгосрочной стабильности сенсорных элементов, а также успешно апробирован режим непрерывного мониторинга на лабораторных экстракционных установках. В рамках настоящего доклада будет представлен анализ актуального статуса исследований в данной области и обозначены направления дальнейших исследований.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ №18-19-00151

Список литературы:

1. Savosina J., Agafonova-Moroz M., Naumov A., Nikolaev A., Lumpov A., Babain V., Legin A., Olivieri A., Parastar H., Kirsanov D. Simultaneous quantification of Zr, Mo, U, Np and Pu in technological solutions of spent nuclear fuel reprocessing with a potentiometric multisensor system (2023) *Sensors and Actuators B: Chemical*, 380, art. no. 133315, DOI: 10.1016/j.snb.2023.133315
2. Ren Y., Polukeev V.A., Kenf E.V., Tkachenko L.I., Alyapyshev M.Y., Babain V.A., Nechaev A.V., Legin A.V., Kirsanov D.O. Substituted diamides of dipicolinic acid as extractants and ionophores for rare earth metals. (2023) *Journal of Rare Earths*, 41 (8), pp. 1234 - 1241, DOI: 10.1016/j.jre.2022.08.003
3. Selivanovs Z., Savosina J., Agafonova-Moroz M., Kirsanov D. Nonlinear dimensionality reduction methods for potentiometric multisensor systems data analysis (2024) *Electroanalysis*, 36 (1), art. no. e202300220, DOI: 10.1002/elan.202300220

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК, ГЦК И ГПУ РЕШЕТКОЙ В ОБЛАСТИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ**Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Линдеров М.Л.¹, Пигалева И.Н.¹**¹*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

klevtsov11948@mail.ru

Усталостное разрушение занимает особое место в практике диагностики аварийного разрушения изделий, так как до 90 % всех разрушений в авиационной, автомобильной и других областях техники являются усталостными. Как правило, разрушение происходит в области малоциклового усталости. Особый интерес представляет анализ усталостного разрушения изделий из нового класса наноструктурированных материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Для анализа кинетики усталостного разрушения материалов на стадии распространения трещины в настоящее время используют кинетическую диаграмму усталостного разрушения, представляющую собой зависимость скорости распространения трещины (dl/dN) от коэффициентов интенсивности напряжения ΔK или K_{max} .

Целью настоящей работы является сравнение кинетики усталостного разрушения в области малоциклового усталости материалов с ОЦК, ГПУ и ГЦК решеткой в УМЗ состоянии с материалами в крупнозернистом (КЗ) состоянии.

В качестве исследуемых материалов были выбраны материалы с ОЦК решеткой: углеродистая сталь 45, низколегированная сталь 09Г2С, феррито-мартенситная сталь ЭИ-961Ш; материалы с ГПУ решеткой: титан Grade4, титановый сплав ВТ6 и магниевый сплав Mg6Al; материалы с ГЦК решеткой: аустенитная сталь 08Х18Н9 и алюминиевый сплав АК4-1. Усталостные испытания призматических образцов толщиной 10 мм с V-образным концентратором напряжения и радиусом в вершине 0.025 мм, проводили при температуре 20 °С по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 при $\nu=10$ Гц, $R=0.1$ и различных значениях ΔP . По результатам усталостных испытаний образцов строили кинетические диаграммы усталостного разрушения; прямолинейный участок кинетических диаграмм аппроксимировали уравнением Пэриса. Микрофрактографические исследования усталостных изломов проводили в растровом электронном микроскопе SIGMA фирмы «ZEISS».

Результаты усталостных испытаний показали, что наноструктурирование материалов неоднозначно влияет на общее количество циклов нагружения до разрушения (долговечность) образцов. Общая долговечность образцов из УМЗ сталей 09Г2С и ЭИ-961Ш (материалы с ОЦК решеткой) и УМЗ алюминиевого сплава АК4-1 (материал с ГЦК решеткой) выше, чем долговечность образцов из КЗ материалов. Долговечность образцов из УМЗ стали 45 (материал с ОЦК решеткой) и образцов из УМЗ титана Grade4, титанового ВТ6 и магниевый сплав Mg6Al близки или ниже, чем долговечность образцов из КЗ материалов.

Анализ прямолинейного участка кинетических диаграмм усталостного разрушения исследуемых материалов, описываемых уравнением Пэриса ($dl/dN = C \Delta K (K_{max})^n$), показал, что при одном и том же значении размаха коэффициента интенсивности напряжения ΔK для большинства исследуемых УМЗ материалов скорость распространения усталостной трещины (dl/dN) близка или ниже, чем в КЗ материалах. Исключение составляет лишь титановый сплав ВТ6 и частично алюминиевый сплав АК4-1. Более низкая скорость распространения усталостной трещины является благоприятным фактором с позиции усталостной прочности материалов.

Анализ уравнений Пэриса показал (табл. 1), что для большинства КЗ материалов с ОЦК решеткой характерно невысокое значение коэффициента n в уравнении Пэриса по сравнению с материалами, имеющими ГПУ и ГЦК решетку. Коэффициент n в уравнении Пэриса для всех УМЗ материалов либо ниже, чем для КЗ материалов, либо их значения близки между собой. Особенно наглядно видна разница в значениях коэффициента n у материалов с ГЦК решеткой (табл. 1). Более низкое значение коэффициента n для УМЗ материалов свидетельствует о том, что материалы в УМЗ состоянии менее чувствительны к циклическим перегрузкам, которые могут возникнуть в процессе эксплуатации изделий.

Таблица 1. Уравнение Пэриса для исследуемых материалов в КЗ и УМЗ состоянии

Материал	Тип решетки	КЗ состояние	УМЗ состояние
Сталь 09Г2С	ОЦК	$\frac{dl}{dN} = 2,8 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,5}$	$\frac{dl}{dN} = 3,4 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,1}$
Сталь 45	ОЦК	$\frac{dl}{dN} = 1,1 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,0}$	$\frac{dl}{dN} = 5,7 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,1}$
Сталь ЭИ-961Ш	ОЦК	$\frac{dl}{dN} = 5,9 \cdot 10^{-13} (\Delta K)^{3,6}$	$\frac{dl}{dN} = 4,4 \cdot 10^{-13} (\Delta K)^{3,5}$
Титан Grade4	ГПУ	$\frac{dl}{dN} = 4,2 \cdot 10^{-15} (\Delta K)^{6,8}$	$\frac{dl}{dN} = 43 \cdot 10^{-13} (\Delta K)^{5,2}$
Титановый сплав BT6	ГПУ	$\frac{dl}{dN} = 7,6 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,6}$	$\frac{dl}{dN} = 2,5 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{3,3}$
Магнийевый сплав Mg6Al	ГПУ	$\frac{dl}{dN} = 8,9 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{4,8}$	$\frac{dl}{dN} = 3,6 \cdot 10^{-10} (\Delta K)^{3,7}$
Аустенитная сталь 08X18H9	ГЦК	$\frac{dl}{dN} = 3,3 \cdot 10^{-15} (\Delta K)^{6,0}$	$\frac{dl}{dN} = 7,2 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,5}$
Алюминиевый сплав АК4-1	ГЦК	$\frac{dl}{dN} = 3,2 \cdot 10^{-13} (\Delta K)^{5,0}$	$\frac{dl}{dN} = 5,2 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{3,1}$

Выводы

1. Наноструктурирование исследуемых материалов путем РКУП неоднозначно влияет на общее количество циклов до разрушения образцов.

2. При одном и том же значении коэффициента ΔK для большинства исследуемых УМЗ материалов скорость распространения усталостной трещины (dl/dN) близка или ниже, чем в КЗ материалах.

3. Для УМЗ материалов значения коэффициента n в уравнении Пэриса, описывающем прямолинейный участок кинетической диаграммы усталостного разрушения, либо ниже, чем для КЗ материалов, либо они близки между собой. Следовательно, УМЗ материалы менее чувствительны к циклическим перегрузкам, которые могут возникнуть при эксплуатации изделий.

4. Механизмы усталостного разрушения материалов в КЗ и УМЗ состоянии, несмотря на некоторые особенности, связанные с типом кристаллической решетки, в основном схожи, хотя разрушение УМЗ материалов сопровождается образованием большего количества вторичных трещин.

**ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ NiTi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С
ГРАДИЕНТНЫМ ПОНИЖЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ**

**Комаров В.С.^{1,2}, Карелин Р.Д.^{1,2}, Черкасов В.В.^{1,2}, Оскокин А.А.^{1,2},
Хмелевская И.Ю.^{1,2}, Андреев В.А.¹, Юсупов В.С.¹, Прокошкин С.Д.²**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

²*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*

vickomarov@gmail.com

Сплавы с памятью формы на основе никелида титана (СПФ NiTi) занимают особое место среди функциональных материалов благодаря уникальному сочетанию механических и функциональных свойств, а также хорошей биомеханической совместимости и высокой коррозионной стойкости. Эксплуатационные характеристики данных сплавов в решающей степени определяются микроструктурным состоянием. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из наиболее эффективных инструментов управления структурой СПФ NiTi. Перспективным направлением, моделирующим реальные условия деформации массивных заготовок, является использование схем ИПД с постепенным (градиентным) понижением температуры деформации. В настоящей работе исследовано влияние подобного подхода, реализованного методом многоциклового АВС-прессования и ротационнойковки, на структурно-фазовое состояние и комплекс функциональных свойств СПФ NiTi.

Установлено, что градиентное снижение температуры при АВС-прессовании от 550 до 450 °С при накоплении истинной деформации $e = 2,1$ позволяет сформировать равноосную УМЗ структуру со средним размером структурных элементов 180 нм. Дальнейшее понижение температуры до 300 °С и увеличение накопленной деформации до $e = 4,2$ приводит к формированию нанозёрненной структуры со средним размером структурных элементов 100 нм. Значение максимальной полностью обратимой деформации увеличивается с 4,0% (после контрольного обработки) до 7,4% после первого акта деформации и достигает 10,7% при $e = 2,1$ и рекордных 12,1% при $e = 4,2$.

Ротационная ковка прутков никелида титана с 15 до 5 мм с градиентным понижением температуры деформации также приводит к значительному измельчению структурных элементов с образованием УМЗ структуры с преимущественно равноосными структурными элементами и высокой плотностью дислокаций. Следует отметить, что частицы фазы Ni_4Ti_3 , которые могли выделиться в условиях деформации при температуре протекания процессов старения, не наблюдаются как на темнопольных, так и на светлопольных изображениях, предположительно вследствие их малого размера (менее 10 нм). Средний размер структурных элементов послековки составляет менее 100 нм, что способствовало повышению способности сплава к формовостановлению.

Таким образом, предложенный подход, сочетающий поэтапное накопление больших степеней деформации с градиентным понижением температуры обработки в интервале протекания динамических процессов разупрочнения и старения, является эффективным способом управления кинетикой мартенситных превращений и позволяет добиться формирования высокого комплекса функциональных свойств никелида титана. Полученные результаты легли в основу разработки технологии получения длинномерных полуфабрикатов из СПФ NiTi с повышенным уровнем свойств.

**УПРАВЛЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ
РЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ИМПЛАНТОЛОГИИ**

Комиссаров А.А., Баженов В.Е., Плегунова С.В., Ершов Н.А.

Университет науки и технологий МИСИС, Россия, г. Москва

komissarov@misis.ru

Магниевые сплавы являются перспективными материалами для применения в различных областях медицины, в частности при создании биорезорбируемых имплантатов. Возможность регулирования функциональных характеристик, включая скорость резорбции, прочность и пластичность, определяет актуальность исследований в данной области. Управление указанными характеристиками может осуществляться посредством изменения микроструктуры материала за счёт варьирования химического состава и применения различных методов обработки.

Принципы легирования магневых сплавов конструкционного и специального назначения достаточно хорошо изучены. Однако при выборе легирующих элементов для биомедицинских магневых сплавов необходимо учитывать дополнительные требования, обусловленные прежде всего особенностями физиологической среды, в которой функционирует имплантат. В зависимости от типа хирургического вмешательства, области имплантации и требуемой продолжительности остеосинтеза состав и локальные физико-химические характеристики биологической среды могут различаться. В связи с этим химический состав магниевого сплава необходимо подбирать с учётом требуемой скорости биорезорбции, механических характеристик и биосовместимости легирующих элементов.

Легирование магневых сплавов – инструмент управления функциональными характеристиками материала. Введение легирующих элементов влияет на физические и химические характеристики твёрдого раствора, состав и количество вторичных фаз, а также на особенности роста зерна при последующей деформационной обработке. В результате изменение химического состава может одновременно влиять на прочность, пластичность и коррозионное поведение сплава. Поэтому практический интерес представляет не только влияние отдельных элементов, но и эффект их совместного введения. Перспективными легирующими элементами, способными обеспечить требуемый комплекс свойств и являющиеся безопасными для человека, являются галлий и цинк.

Важными факторами при разработке биорезорбируемых медицинских изделий являются технологичность и экономическая эффективность производства, а также возможность формирования требуемого комплекса свойств посредством промежуточных и финишных обработок. Механические свойства магневых сплавов в значительной степени зависят от их микроструктуры, поэтому существенную роль играют методы пластической деформации. Для получения пластин, мембран и других изделий листового профиля могут применяться прокатка и прессование через матрицы соответствующего сечения. Изделия круглого сечения, включая тонкую проволоку, получают с использованием экструзии и волочения. Обработка давлением позволяет измельчить структуру литых заготовок и повысить уровень их механических характеристик. На заключительных стадиях изготовления имплантатов применяются методы механической обработки, в том числе фрезерование, точение, шлифование и полирование.

Для оценки индивидуального и совместного влияния выбранных легирующих элементов было разработано и изучено несколько сплавов на основе системы Mg-Ga-Zn. Заготовки получали литьём, проводилась термическая обработка с целью получения

однофазного твёрдого раствора. В зависимости от назначения изделия менялась дальнейшая цепочка производства, в частности методы пластической деформации, их сочетания и режимы. В таблице 1 представлены результаты, демонстрирующие возможность достижения высокого уровня свойств за счёт сочетания различных видов обработки, в том числе скорости коррозии CR в мм/год.

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	CR, мм/год
Экструзия на 4×21 мм	105±4	250±4	25,6±6,2	-
Экструзия на 4×21 мм + Прокат до 0,2 мм	216±3	259±4	8,4±1,5	-
Экструзия 6 мм	128±2 4	261±5	22,0±3,9	0,15±0,05
Экструзия 6 мм + Волочение 3,3 мм	261±7	307±3	12,0±0,3	0,11±0,03

Таким образом, требуемые функциональные характеристики резорбируемого магниевого имплантата могут формироваться на нескольких последовательных уровнях: при выборе системы и степени легирования, формировании микроструктуры в процессе обработки давлением и при конечной обработке. Полученные результаты показывают, что комплексное применение этих подходов позволяет в широких пределах изменять прочность, пластичность и скорость коррозии малолегированных магниевых сплавов и тем самым адаптировать их свойства к требованиям конкретных типов биорезорбируемых изделий.

«Выполнено в рамках реализации Стратегического проекта «Биомедицинская инженерия и биоматериалы» НИТУ МИСИС (программа «Приоритет 2030»)»

**МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ
Cu/ГРАФЕН, ПОЛУЧЕННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ****Корзникова Г.Ф.¹, Корзникова Е.А.²**¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

gfkornikova@gmail.com

Медно-графеновые композиты рассматриваются как перспективный класс функциональных материалов для электронных устройств, токопроводящих элементов и теплоотводов. Медь обладает высокой электро- и теплопроводностью, однако ее сравнительно низкая прочность ограничивает использование в условиях повышенных механических нагрузок. Традиционные способы упрочнения, включая легирование и интенсивную пластическую деформацию, нередко приводят к снижению проводимости вследствие рассеяния электронов на дефектах и атомах легирующих элементов [1].

Введение графена в медную матрицу является одним из путей повышения механических характеристик при сохранении функциональных свойств. Упрочнение в таких системах связывают с переносом нагрузки через межфазную границу, торможением дислокаций, измельчением зерен и стабилизацией структуры. Эффективность этих механизмов определяется дисперсностью и распределением графена, прочностью интерфейса Cu–графен, содержанием углеродной фазы и технологией получения композита [2]. Для изготовления Cu/графен используют порошковую металлургию, горячее прессование, аккумулятивную прокатку и методы интенсивной пластической деформации. Последние особенно привлекательны, поскольку позволяют получать плотные объемные материалы без введения значительного количества примесей [3].

В настоящей работе исследованы медь и композит Cu/графен, полученные кручением под высоким давлением (КВД) при давлении 5 ГПа и пяти оборотах бойков при комнатной температуре. Исходными заготовками служили пакеты медных фольг толщиной 20 мкм; для композита фольги были покрыты монослоем графена. Микроструктуру изучали методами EBSD, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифракции. Механические свойства определяли при испытаниях на микротвердость и растяжение. Для оценки влияния графена на дефектную структуру выполнены первопринципные расчеты энергии дефекта упаковки.

После КВД в обоих материалах сформировалась однородная ультрамелкозернистая структура. Средний размер зерна составил около 0,39 мкм в меди и 0,35 мкм в композите. Присутствие графена сопровождалось увеличением микродеформаций решетки и микротвердости: до 0,216% и 210 HV соответственно, по сравнению с 0,180% и 190 HV для Cu. Предел прочности композита достиг 674 МПа, оставаясь близким к значению для чистой Cu (689 МПа), при этом относительное удлинение композита было выше и составило 13,7%.

Расчеты методом теории функционала плотности показали повышение энергии дефекта упаковки при введении графена с 64 до 77 мДж/м². Это способствует реализации дислокационного скольжения и процессов возврата, что согласуется с наблюдаемым снижением доли двойниковых границ после деформации. Таким образом, сочетание графенового армирования и КВД обеспечивает получение плотного ультрамелкозернистого Cu/графенового композита с высокой прочностью и улучшенной пластичностью. Результаты могут быть использованы при разработке проводящих конструкционных материалов для систем эффективного теплоотвода и силовой электроники [4].

Список литературы

1. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on copper alloys with high strength and high electrical conductivity // *Journal of Alloys and Compounds*. 2024. Vol. 990. Art. 174456.
2. Hidalgo-Manrique P., Lei X., Xu R., Zhou M., Kinloch I.A., Young R.J. Copper/graphene composites: A review // *Journal of Materials Science*. 2019. Vol. 54. P. 12236–12289.
3. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Progress in Materials Science*. 2008. Vol. 53. P. 893–979.
4. Korznikova G., Khalikova G., Kosarev I., Wei W., Semenov A., Korznikova E. Microstructure and Mechanical Performance of Cu and Gr/Cu Composites: Experimental and Ab Initio Insights // *Solids*. 2025. Vol. 6. Art. 57. DOI: 10.3390/solids6040057.

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА АДСОРБЦИЮ КИСЛОРОДА И КОРРОЗИЮ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ

Корзникова Е.А., Брызгалов В.А.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

elena.a.korznikova@gmail.com

Биодеградируемые сплавы на основе цинка рассматриваются как перспективные материалы для временных медицинских имплантатов благодаря сочетанию биосовместимости и скорости растворения, занимающей промежуточное положение между магниевыми и железными системами. Однако контролируемая деградация таких материалов определяется не только химическим составом, но и внутренними напряжениями, структурными дефектами и границами зерен. Целью работы являлось установление атомистических механизмов влияния растяжения кристаллической решетки и границ зерен на адсорбцию кислорода как начальную стадию окисления и коррозии цинка.

Расчеты выполнены методами теории функционала плотности в приближении GGA-PBE. Для исследования влияния деформации использована поверхность Zn(0001), к которой прикладывали однородное растяжение до 3%. Для анализа роли границ зерен построена модель поверхности цинка с границей совпадающего узла $\Sigma 7$; в качестве референтной системы исследована бездефектная поверхность Zn(10-10). Дополнительно проведено сопоставление с результатами классической молекулярной динамики с параметризованным потенциалом Морзе и экспериментальными данными по коррозии Zn-0.8Li после равноканального углового прессования (РКУП).

Установлено, что растягивающая деформация усиливает взаимодействие O₂ с поверхностью Zn(0001). При увеличении растяжения от 0 до 3% энергия адсорбции изменяется от -0,86 до -1,47 эВ. Увеличение прочности адсорбции сопровождается ростом переноса электронного заряда от поверхностных атомов Zn к кислороду и изменением геометрии адсорбированной молекулы. При деформации 1,5% обнаружена переориентация молекулярного диполя O₂, связанная с перераспределением заряда. Моделирование методом молекулярной динамики подтвердило, что рост деформации сокращает время до необратимой адсорбции: при 3% растяжении адсорбция протекает практически мгновенно по сравнению с недеформированной поверхностью.

Граница зерна $\Sigma 7$ формирует особенно активные центры в прилегающей области. Энергия адсорбции O₂ рядом с границей составляет -2,37 эВ, тогда как для чистой поверхности Zn(10-10) она равна -1,19 эВ. Анализ разности электронной плотности и функции локализации электронов показывает более выраженную активацию и растяжение связи O-O вблизи границы зерна. При этом наиболее выгодные позиции локализованы не строго на линии границы, а в соседних с ней участках поверхности.

Полученные результаты согласуются с экспериментальными данными для сплава Zn-0,8Li: РКУП вызывает измельчение зерна и увеличение доли границ, что сопровождается ускорением коррозии. Следовательно, внутренние напряжения и зернограницная структура являются эффективными параметрами управления адсорбцией кислорода и скоростью биодеградации цинковых сплавов. Учет этих факторов необходим при проектировании биоразлагаемых имплантационных материалов с прогнозируемым сроком службы.

Список литературы:

1. Bryzgalov V., Kistanov A.A., Khafizova E., Polenok M., Izosimov A., Korznikova E.A. Experimental study of corrosion rate supplied with an ab-initio elucidation of corrosion mechanism of biodegradable implants based on Ag-doped Zn alloys // *Applied Surface Science*. 2024. Vol. 652. Art. 159300.
2. Bryzgalov V.A., Kistanov A.A., Izosimov A.A., Korznikova E.A. Atomic-scale study of lattice distortion and oxygen-rich environment impact on the surface degradation dynamics of zinc-based alloys // *Computational Materials Science*. 2025. Vol. 252. Art. 113797.
3. Bryzgalov V.A., Kistanov A.A., Kulyasova O.B., Korznikova E.A. Corrosion behaviour of ECAP-processed Zn-0.8Li biodegradable alloy: An experimental and Ab initio study // *Applied Surface Science*. 2026. Vol. 726. Art. 165844.

ДЕФОРМАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ЧИСТОГО ТИТАНА В СОПРОВОЖДЕНИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

Корольков О.Е., Столяров В.В.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва
41zhk@mail.ru

Восстановление опорно-двигательного аппарата человека является важной научной и социальной задачей, связанной с поиском новых материалов и технологий, решение которой в настоящее время особенно актуально. Для решения этой проблемы продолжительное время проводились исследования на стыке медицины и материаловедения. В качестве перспективного материала для изготовления имплантатов особый интерес представляет ультрамелкозернистый (УМЗ) чистый титан, поскольку по прочности он не уступает сплаву ВТ6, но выигрывает в биосовместимости, за счет отсутствия токсичных легирующих компонентов [1]. Основным недостатком УМЗ материала заключается в крайне низкой деформируемости в холодном состоянии, а горячая деформация приводит к рекристаллизации и снижению прочности.

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, при котором наблюдается снижение сопротивления металла деформации, а также улучшение его пластичности под влиянием электрического тока высокой плотности [2]. Эксперименты показали, что ЭПЭ проявляется по механизму *in situ*, то есть напряжения течения снижаются в сопровождении деформации импульсным током, но восстанавливаются практически до исходных значений при его отключении (рис.1). Размер зерен после деформации с током сохраняется [3].

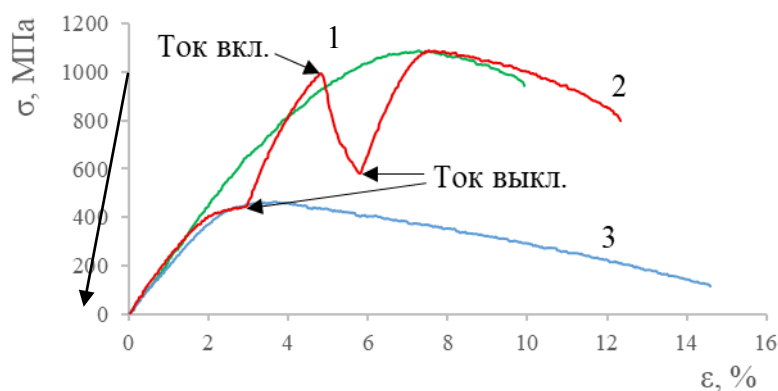


Рисунок 1. Кривые напряжение – деформация УМЗ Grade 4: 1 – без тока; 2 – включение и выключение импульсного тока; 3 – деформация с током

В качестве примера практического применения был согнут полуфабрикат имплантата плечевого стержня из УМЗ ВТ1-0. (рис.2). Следы побежалости (окалина) практически полностью отсутствуют.



Рисунок 2. Согнутый с током плечевой стержень из УМЗ ВТ1-0

Таким образом, при помощи деформации с током можно формировать полуфабрикаты УМЗ ВТ1-0 при невысоких температурах, что открывает возможность для производства имплантатов из более биосовместимого материала, чем титановый сплав ВТ6.

Работа выполнена за счет средств Государственного задания, FFGU-2026-0003

Список литературы

1. Биоматериалы и имплантаты для травматологии и ортопедии: монография. Т.С. Петровская [и др.]. Томск: Издательство Томского политехнического университета, 2011. 307 с.
2. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. Ю.В. Баранов [и др.]. М.: МГИУ, 2001. 844 с.
3. Korolkov O.E. Effect of electric-current-assisted deformation on the microstructure and mechanicalp of biomedical Grade 4 titanium with various initial structures / O.E. Korolkov, V.V. Stolyarov // Russian Metallurgy (Metally). – 2026. –№1. – P. 132-139. DOI 10.1134/S0036029526700205

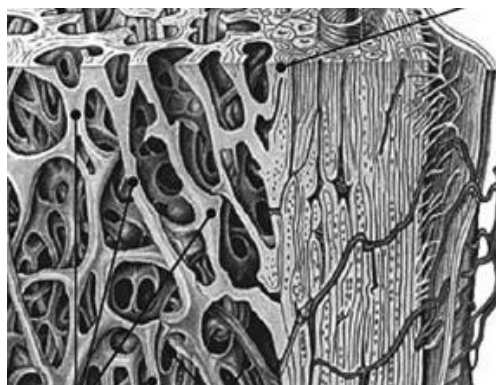
**АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ БИОКЕРАМИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ
НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ КАЛЬЦИЯ И МАГНИЯ ДЛЯ РЕГЕНЕРАЦИИ
КОСТНОЙ ТКАНИ**

**Крохичева П.А.¹, Фомин А.С.¹, Уткин Д.С.¹, Гольдберг М.А.¹, Керученко М.А.¹,
Антонова О.С.¹, Хайрутдинова Д.Р.¹, Свиридова И.К.², Кирсанова В.А.²,
Сергеева Н.С.², Комлев В.С.¹**

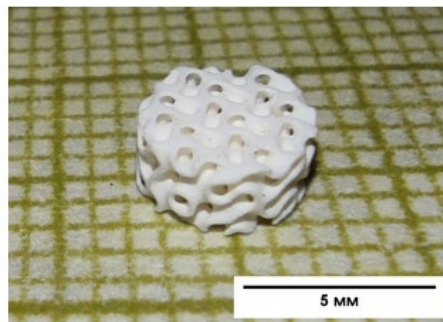
¹Федеральное Государственное Бюджетное Учреждение Науки Институт
Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова Российской Академии Наук, Москва,
Российская Федерация

²Федеральное Государственное Бюджетное Учреждение «Национальный Медицинский
Исследовательский Центр Радиологии» Министерства Здравоохранения Российской
Федерации, Обнинск, Российская Федерация
polinariakroh@gmail.com

В последние годы интенсивно исследуются пористые керамические материалы заданной геометрии на основе фосфатов кальция (ФК) в качестве остеопластических матриц [1]. Принципиальным прорывом в этой области является переход от традиционных керамических технологий [2] к методам аддитивного производства, среди которых особый интерес представляет 3D-печать методом цифровой светодиодной проекции (ЦСП). Данный подход позволяет создавать имплантаты с индивидуализированной микроархитектурой, повторяющей структуру губчатой кости (рис.1). В этом направлении уже достигнуты определенные успехи, подтвержденные биологическими исследованиями.



а)



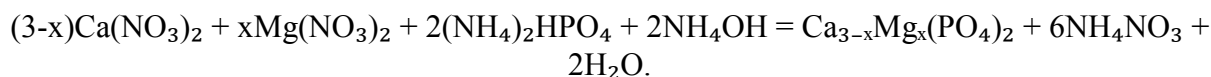
б)

Рисунок 1 - изображение: а) структура костной ткани, б) керамическое изделие на основе кальций-магний фосфатной фазы типа витлокит, полученное методом ЦСП.

На сегодняшний день нашим научным коллективом накоплен значительный опыт в исследовании биоматериалов на основе фазы витлокита (β -трикальцийфосфата, $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$) [3]. Однако применение чистых β -ТКФ-скаффолдов сдерживается их недостаточными механическими характеристиками и недостаточной деградацией *in vivo*, что не позволяет ускорить процесс восстановления костной ткани. Предшествующие работы показали, что введение ионов магния (Mg^{2+}) является эффективным инструментом повышения прочности и одновременно улучшения остеогенных и ангиогенных свойств биокерамики, что критически важно для репаративного остеогенеза. В разрабатываемых материалах ожидается синергетический эффект

катионов Ca и Mg, который обеспечит баланс между биорезорбцией и высокой биоактивностью.

Порошки кальций-магний-фосфатов в системе CaO-MgO-P₂O₅ при молярном соотношении (Ca+Mg)/P = 1,5 были получены методом осаждения из водных растворов солей с замещением катионов Ca на Mg в интервале концентраций до 100 мол.%. Обобщенное уравнение синтеза имеет вид:



Согласно данным РФА, фазовый состав полученных материалов представлен магний-β-витлокидом (Mg-β-ТКФ, структурная формула β-Ca_{2,589}Mg_{0,411}(PO₄)₂, ICDD PDF2 №87-1582), станфилдитом (Ca₃Mg₃(PO₄)₄, ICDD PDF2 №73-1182) и фосфатом магния (фаррингтонит, Mg₃(PO₄)₂, ICDD PDF2 №75-1491). Показано монотонное снижение параметра а элементарной ячейки фазы витлокит с ростом содержания Mg, что свидетельствует об изоморфном замещении ионов кальция меньшими по радиусу ионами магния. Исследование цитосовместимости разработанных составов проведено в условиях прямого контакта клеток с поверхностью керамики. К 7-м суткам эксперимента оптическая плотность раствора формазана в опытных группах, отражающая численность популяции клеток линии MG-63, значимо не отличалась от контрольных значений; показатель жизнеспособности клеток (ПЖК) составил 85–106 % независимо от содержания магния. Результаты Live/Dead-теста подтверждают, что микрорельеф поверхности КМФ-керамики обеспечивает эффективное прикрепление, распластывание и активную пролиферацию остеобластов, что является необходимым условием для успешного заселения клетками внутренних пор 3D-изделий, формируемых методом ЦСП. При культивировании мезенхимальных стромальных клеток костного мозга (МСК КМ) донора в течение 21 суток в остеодифференцировочной среде установлено, что все исследуемые составы способны поддерживать остеогенную дифференцировку. Повышение содержания Mg в материале сопровождается увеличением экспрессии щелочной фосфатазы, что указывает на усиление остеоиндуктивных свойств. Совокупность представленных результатов свидетельствует о том, что разработанные кальций-магний-фосфатные керамические материалы демонстрируют комплекс требуемых характеристик: регулируемую микроструктуру, высокую биосовместимость, способность к поддержанию пролиферации и остеогенной дифференцировки клеток. Это позволяет рассматривать их в качестве перспективной основы для аддитивного получения методом ЦСП трехмерных изделий с индивидуальной архитектурой, предназначенных для эффективного замещения обширных костных дефектов и стимуляции репаративного остеогенеза.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 25-29-00849

Список литературы:

1. Samavedi S., Whittington A. R., Goldstein A. S. Calcium phosphate ceramics in bone tissue engineering: a review of properties and their influence on cell behavior //Acta biomaterialia. – 2013. – Т. 9. – №. 9. – P. 8037-8045.
2. Thangavel M., Elsen Selvam R. Review of physical, mechanical, and biological characteristics of 3D-printed bioceramic scaffolds for bone tissue engineering applications //ACS Biomaterials Science & Engineering. – 2022. – Т. 8. – №. 12. – P. 5060-5093.
3. Goldberg M. A. et al. Calcium and magnesium phosphates bone cements for biovisualization and theranostic applications //Biophysical Reviews. – 2025. – P. 1-14.

УДК 669.2:669.55:539.424

**ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И
КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СТЕРЖНЕЙ ИЗ
МАГНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ (ИПД)**

**Кулясова О.Б.¹, Боткин А.В.¹, Худододова Г.Д.¹, Харрасова С.Ю.¹,
Аглушевич А.К.¹, Тан Л.², Валиев Р.З.¹**

Уфимский университет науки и технологий, Уфа 450076, Россия

*²Институт металловедения Китайской академии наук, Шэньян 110016, Китай
elokbox@mail.ru*

Магний и его сплавы является весьма перспективным материалом для биоразлагаемых имплантатов в остеосинтезе, т.к. являются физиологически совместимыми, биорезорбируемыми в организме человека, стимулируют формирование костной ткани, а также имеет близкий модуль упругости к модулю упругости кортикальной кости. Однако для магниевых сплавов актуальным является проблема повышения их прочности и управление скоростью коррозии. Кроме того для практического использования важным является их формирование в виде длинномерных прутков для последующего использования станков с ЧПУ при изготовлении имплантатов.

В настоящей работе для решения отмеченных проблем предложен новый вид обработки ряда магниевых сплавов Mg-1%Zn-0.18Ca и Mg-2Zn-2Zr-Nd. Данный технический подход включает комбинацию РКУП, волочения и термической обработки. Его использование позволило получить из данных сплавов прутки диаметром 5 мм с ультрамелкозернистой структурой и нанодисперсными частицами вторых фаз. Как результат предел прочности 425 и 455 МПа для Mg-1%Zn-0.18Ca и Mg-2Zn-2Zr-Nd, соответственно, а скорость коррозии составила менее 1мм/год. Полученные результаты открывают новые возможности для использования магниевых сплавов для медицинских применений.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 24-43-20015).

**ПОЛИМЕТИЛСИЛСЕСКВИОКСАНОВЫЕ АЭРОГЕЛИ КАК ОБЪЕМНЫЕ
НАНОМОДИФИКАТОРЫ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ В
КЕРАМИКЕ И БЕТОНЕ**

**Курзина Е.Г.¹, Мостафа Даваджи Сара¹, Колмаков А.Г.², Иванов В.К.³,
Колмакова А.А.³, Ломакин В.А.¹**

¹*Российский университет транспорта – РУТ (МИИТ), Россия, Москва*

²*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской
академии наук – ИМЕТ РАН*

³*Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова Российской
академии наук – ИОНХ РАН*

kurzina_elena@mail.ru

Современное строительное материаловедение находится на этапе перехода от пассивной защиты конструкций к активному управлению их внутренней структурой на нано- и микроуровне. Традиционные методы повышения долговечности цементных и керамических композитов исторически базировались на поверхностной гидрофобизации, нанесении полимерных покрытий или введении химических добавок, влияющих преимущественно на реологию смеси. Поверхностная обработка требует периодического возобновления слоя, чувствительна к ультрафиолетовому излучению, механическому износу и может провоцировать накопление щелочей в приповерхностных слоях с последующей перекристаллизацией и деструкцией при знакопеременных температурах.

В отличие от поверхностных методов, объемная гидрофобизация обеспечивает равномерное распределение модифицирующего агента по всей толщине материала, что исключает риск локального увлажнения при повреждении поверхности. Применение объемных модификаторов позволяет не только блокировать капиллярный подсос влаги, но и управлять процессами миграции растворов щелочей, снижая высолообразование и повышая коррозионную стойкость арматуры.

Особое значение приобретает внедрение нанопористых систем, способных одновременно выполнять функции гидрофобизатора, микроармирующего компонента и регулятора теплофизических характеристик. В этом контексте органосиликатные аэрогели представляют собой наиболее перспективный класс объемных модификаторов, сочетающих сверхнизкую плотность, развитую удельную поверхность и управляемую поверхностную химию. Аэрогели – это синтетические пористые материалы, в которых жидкая фаза геля замещена газом без разрушения твердой матрицы за счет сверхкритической сушки. При достижении критических параметров температуры и давления исчезает межфазная граница жидкость-пар, что предотвращает схлопывание пор под действием капиллярных сил поверхностного натяжения. Традиционные аэрогели на основе диоксида кремния (получаемые из тетраметоксисилана или тетраэтоксисилана) обладают низкой теплопроводностью и высокой удельной поверхностью, но характеризуются гидрофильностью и хрупкостью, что ограничивает их применение в строительных композитах.

Для преодоления указанных ограничений разработаны гибридные органосиликатные системы, в частности полиметилсилсесквиоксановые (ПМСКО) аэрогели на основе метилтриметоксисилана (МТМС). Введение метильных групп в кремнийорганический каркас обеспечивает следующие преимущества:

- **Сверхгидрофобность:** краевой угол смачивания воды достигает 142–158°, что исключает капиллярное впитывание и формирует стабильный водоотталкивающий барьер;

- **Высокая пористость и эластичность:** пористость 86–88% сочетается с упругостью структуры, что позволяет материалу выдерживать циклические деформации без растрескивания;

- **Механическая устойчивость:** предел прочности при сжатии достигает 0,35 МПа, что значительно превышает показатели традиционных силикагелей и позволяет использовать ПМСКО-аэрогели в качестве структурно-активных наполнителей;

- **Химическая инертность:** устойчивость к кислотам, органическим растворителям и щелочным средам цементного камня обеспечивает долговременную стабильность свойств;

- **Ультранизкая плотность:** 0,003–0,5 г/см³ открывает перспективы создания облегченных композитов без потери несущей способности.

Ключевым технологическим фактором является оптимизация системы прекурсоров и условий сушки. Сверхкритическая сушка в метаноле обеспечивает наилучшие механические характеристики. Модификация прекурсорных систем, удлинение стадии старения, сшивка поверхности полимерами и предварительная полимеризация кремнийорганических компонентов позволяют «настроить» морфологию аэрогеля (частицы, волокна, непартикулярные структуры) под конкретные задачи.

Применение нанопористых аэрогелей в керамических материалах демонстрирует высокую эффективность благодаря совместимости кремнийорганических каркасов с силикатными и алюмосиликатными матрицами. Синергетический эффект компонентов обусловлен взаимным блокированием дефектных зон и формированием непрерывного гидрофобного каркаса.

Для оценки эффективности объемного модифицирования бетона ПМСКО-аэрогелем была исследована зависимость водопоглощения от дозировки добавки в диапазоне 0–0,8% от массы цемента. Базовый состав бетонной смеси оставался неизменным, варьировалось только содержание аэрогеля, предварительно диспергированного в затворной воде ультразвуковой обработкой для предотвращения агломерации. Испытания проводились по ГОСТ 12730.3-2020 на образцах-кубах 100×100×100 мм. Водопоглощение вычислялось по массе сухого и водонасыщенного образца с погрешностью до 0,1%.

Результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1. Зависимость водопоглощения бетона от содержания аэрогеля

Процентное содержание аэрогеля, % от массы цемента	0,0 0	0,20	0,3 75	0, 475	0, 80
Водопоглощение бетона, % масс.	5,7	4,31	3,6 7	3, 10	1, 68
Изменение водопоглощения относительно контрольного образца, %	-	24,39 ⁻	35,61 ⁻	45,61 ⁻	70,5 ⁻

Как видно из данных, снижение водопоглощения носит строго пропорциональный характер. Введение 0,2% аэрогеля уменьшает показатель на 24,4%, дозировка 0,475% обеспечивает снижение практически в 1,8 раза (–45,6%). При увеличении содержания добавки до 0,8% водопоглощение падает до 1,68%, что соответствует снижению на 70,5% относительно контрольного образца.

Механизм действия обусловлен комплексным физико-химическим взаимодействием нанопористых частиц с цементной матрицей:

- **Блокирование капиллярной сети:** сверхгидрофобная поверхность аэрогеля создает локальные барьеры, разрывающие непрерывные пути миграции влаги;

- Микроармирование межфазной зоны: эластичный нанопористый каркас компенсирует усадочные напряжения, снижая количество открытых пор и микротрещин;
- Химическая стабильность: инертность ПМСКО-системы к щелочной среде цементного камня предотвращает вымывание добавки и обеспечивает долговременный эффект;
- Снижение миграции растворимых солей: аналогично эффекту, описанному для гранулированных гидрофобизирующих заполнителей, объемное введение аэрогеля ограничивает вынос щелочей к поверхности, минимизируя высолообразование и деградацию при кристаллизации.

Важно отметить, что даже при максимальной дозировке (0,8%) реологические свойства смеси сохраняются благодаря предварительному ультразвуковому диспергированию и минимальной абсолютной массе добавки. Сверхнизкая плотность аэрогеля открывает перспективы создания облегченных конструкций с одновременным повышением водозащитных характеристик, что критически важно для высотного строительства, сборных элементов и ремонтно-восстановительных работ в условиях влажного субтропического климата.

Таким образом, целесообразность использования аэрогелей в бетоне подтверждается одновременным достижением трех ключевых задач: снижения водонасыщения, предотвращения миграции агрессивных ионов и уменьшения массы конструкции. Минимальные дозировки ($<0,5\text{--}0,8\%$) не нарушают реологию смеси, а химическая стабильность добавки гарантирует долговременный эффект.

**СВЕРХПЛАСТИЧНЫЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ПРОКЛАДКИ ДЛЯ
ТЕХНОЛОГИИ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРКИ****Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х.***Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

lutfullin.ramil@imsp.ru

Э.С. Каракозов [1] одним из первых указал на возможность использования пластичных прокладок при сварке давлением. Дальнейшее развитие этого методического приема твердофазной сварки связано с применением в технологии явления структурной сверхпластичности (СП). Изучение механизма проявления эффекта СП позволило экспериментально выявить его влияние на ускоренную кинетику формирования твердофазного соединения при сварке давлением мелкозернистых материалов [2]. Этот фундаментальный результат лег в основу для разработок технологий твердофазной сварки кристаллических материалов и, как показали дальнейшие исследования, носит универсальный характер [3]. Расширение технологических возможностей твердофазной сварки стало возможным с выявлением при пониженных температурах так называемой «низкотемпературной» СП [4] в нано- и ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавах.

Для успешной сварки давлением в режиме СП необходима реализация сверхпластической деформации прежде всего в зоне сварного соединения [5]. При этом технологически важно, чтобы сверхпластической деформации подвергались не сами свариваемые заготовки, а требуется лишь ее локализация в узкой зоне формирования сварного соединения. Впервые идея твердофазной сварки через сверхпластичную прокладку была сформулирована в патенте РФ №2 291 019 [6].

Результаты успешных экспериментов по твердофазной сварке промышленного титанового сплава ВТ6 с использованием УМЗ прокладок из титановых сплавов ВТ6, ВТ8, ВТ14 и ВТ22 были представлены в работах [5-7].

Перспективной представляется твердофазная сварка через сверхпластичную прокладку жаропрочных никелевых сплавов [8]. В этом случае наряду с достижением высокого качества сварного соединения, устраняется технологически-сложная проблема подготовки мелкозернистой или УМЗ структуры для свариваемых крупногабаритных заготовок.

Список литературы:

1. Э.С. Каракозов. Сварка металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 280 с.
2. О.А. Кайбышев, Р.Я. Лутфуллин, В.К. Бердин // Доклады Академии наук СССР. 1991. Т.319. №3. С. 615-618.
3. Р.Я. Лутфуллин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20. №1. С. 132-138.
4. Р.З. Валиев, О.А. Кайбышев, Р.И. Кузнецов, Р.Ш. Мусалимов, Н.К. Ценев // Доклады Академии наук. 1988. Т. 301. №4. С. 864-866.
5. Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов // Перспективные материалы. 2009. Спецвыпуск (7). С. 189-193.
6. О.А. Кайбышев, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин. Патент РФ №2 291 019. Оpubл. 10.01. 2007 г.
7. R.Ya. Lutfullin and M.Kh. Mukhametrakhimov // Rev. Adv. Mater. Sci. 2010. V. 25. P. 142-147.
8. R.Ya. Lutfullin, M.Kh. Mukhametrakhimov, E.V. Galieva // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 1008 (2020) 012011.

МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НАВОДОРОЖЕННОГО СПЛАВА Ti-1023, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП И ПРОКАТКЕ**Мамедова Э.Р.¹, Стукалин Д.О.^{1,2}, Мэн Кунлань^{1,2}, Дун Юечэн²,
Александров И.В.¹**¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия²Нанкинский технологический университет, Нанкин, КНР

mamedovaelya6@gmail.com

Титановый сплав переходного класса Ti-1023 широко применяется в современной промышленности благодаря высоким прочностным характеристикам. Одной из проблем применения сплава Ti-1023 является его низкая деформируемость. Наводороживание позволяет повысить пластичность сплава в несколько раз [1]. Логично предположить, что повышение пластичности позволит реализовать интенсивную пластическую деформацию (ИПД) с целью формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и повышенных механических свойств [2, 3]. Последующая прокатка позволит придать полученным пруткам форму пластин и еще более повысить прочностные свойства для последующего применения.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния термомеханической обработки, сочетающей равноканально-угловое прессование (РКУП) [2, 3], как метод ИПД, и прокатку, как традиционный метод формообразования, на формирование УМЗ структуры в наводороженном титановом сплаве Ti-1023 с целью повышения его конструкционной прочности.

Для исследования образцы сплава Ti-1023 подвергли закалке в воду от температуры на 10-20 °С ниже точки β -перехода (800 °С) с целью получения мелкозернистой структуры с β -матрицей, имеющей менее плотную кубическую объемно-центрированную решетку, в которой возможно растворить водород без образования гидридов титана. Данные растровой электронной микроскопии (РЭМ) и дифракции обратно рассеянных электронов подтвердили наличие в исходных образцах гетерогенной структуры, состоящей из β -фазы (93,5 об. %) с размером зерна 26 ± 4 мкм и α -фазы (5,6 об. %) с размером зерна 18 ± 2 мкм. В исходном образце α -фаза располагалась преимущественно по краям зерен доминирующей β -фазы, контролируя их рост, обеспечивая высокую прочность (1300 МПа), микротвердость (388 ± 9 НВ), однако, низкую пластичность (относительное удлинение менее 2 %).

Титановый сплав, содержащий 0,3 масс. % водорода, получили двухчасовой выдержкой образцов в атмосфере водорода при давлении 0,1-0,2 атм и температуре 750 °С с последующим охлаждением в вакуумной печи сопротивления. Для получения УМЗ структуры и повышения механических свойств наводороженные образцы подвергли РКУП (4 прохода по маршруту В_c) при температуре 460 °С и прокатке при нагреве до 700 °С. Нагрев проводили с целью облегчения процесса деформирования. Суммарная истинная степень деформации составила 1,2.

Влияние сочетания РКУП и прокатки оценивали по изменениям микроструктуры и прочностных свойств сплава Ti-1023. Эволюцию микроструктуры исследовали методами оптической микроскопии (ОМ), РЭМ и дифракции обратно рассеянных электронов, рентгеноструктурным анализом (РСА). Прочностные свойства оценивали по результатам измерения микротвердости и испытания образцов на растяжение при комнатной температуре.

В результате наводороживания сплава Ti-1023 границы зерен β -фазы стали тонкими, непрерывными, сформировалась равноосная микроструктура. Водород подействовал как β -стабилизатор и снизил температуру $\alpha \rightarrow \beta$ полиморфного

превращения. По данным РСА произошли возврат (снижение микроискажений решетки) и рекристаллизация. В результате $\alpha \rightarrow \beta$ превращения и протекания рекристаллизации средний размер зерна β -фазы увеличился в 1,8 раза – с 26 ± 4 мкм до 47 ± 4 мкм, количество α -фазы составило 1-3 об. % с размером зерен до 20 нм. В наводороженном состоянии микротвердость снизилась до 248 ± 10 HV (на 36 %), предел прочности на растяжение уменьшился с до 774 МПа (на 40 %) и трехкратно увеличилась пластичность (относительное удлинение составило 6 %) при комнатной температуре. Снижение твердости и прочности может быть обусловлено превращением α -фазы в более пластичную β -фазу, снижением вклада границ зерен в упрочнение, а также повышенной подвижностью дислокаций в наводороженном β -твердом растворе. Сплав перешел в гомогенное состояние, что снизило предел прочности и создало ресурс пластичности для последующей ИПД. Падение прочностных свойств также свидетельствует о том, что весь водород находился в твердом растворе внедрения внутри β -фазы [4].

В наводороженном образце, подвергнутом РКУП и прокатке, произошли интенсивное измельчение и фрагментация зерен, их вытягивание и ориентация в направлении деформации. Водород сработал как временный пластификатор, снизив сопротивление деформации и предотвратив растрескивание сплава при нагружении. В результате комбинации РКУП и прокатки увеличилась плотность дефектов (дислокаций) и сформировалась УМЗ структура. РКУП и прокатка наводороженного образца сплава Ti-1023 повысили предел прочности на растяжение на 4 % (до 802,5 МПа), микротвердость на 10 % (до 274 HV) и пластичность на 37 % (относительное удлинение составило 8,2 %). Рост прочности обусловлен формированием УМЗ структуры, что объясняется законом Холла-Петча. Повышение пластичности связано с формированием однородной, динамически рекристаллизованной структуры. Мелкие равноосные зерна обеспечивают равномерное распределение дислокаций при деформации, подавляя локализацию деформации и задерживая момент разрушения.

Сочетание наводороживания с РКУП и прокаткой позволило успешно измельчить структуру «жесткого» метастабильного сплава Ti-1023 до ультрамелкозернистого состояния без разрушения, что гарантирует прирост прочностных свойств. Данное исследование необходимо продолжить, в частности, изучить эксплуатационные свойства наводороженного сплава Ti-1023 после вакуумного отжига, проводимого с целью удаления водорода.

Список литературы:

1. Швецова А.Н. Исследование факторов наводороживания титанового сплава типа BT14 для изготовления стандартных образцов содержания водорода // Труды ВИАМ. 2026. № 6 (160). С. 65-73.
2. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progress in Materials Science. 2000. Vol. 45, No. 2. P. 103-189.
3. R.Z. Valiev, T.G. Langdon. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progress in Materials Science. 2006. Vol. 51, No. 7. P. 881-981.
4. Fuyang Gao, Zhiqian Liao, Wenya Li, Yangyang Yan, Jixiang Wu, Tiantian Jiang, Yongkun Lang, Sheng Li. Effect of hydrogen content on cold cracks in titanium alloy welding // International Journal of Hydrogen Energy. 2025. Vol. 170. Art. 150930.

**ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПЕРСПЕКТИВНОГО
МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Ca****Мартыненко Н.С.¹, Хафизова Э.Д.^{1,2}, Чистюхина Э.И.¹, Каплан М.А.¹,
Андреев В.А.¹, Севостьянов М.А.¹, Колмаков А.Г.¹**¹*Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии
наук, Москва, Россия*²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
nataliasmartynenko@gmail.com*

В последние годы биорезорбируемые материалы привлекают все большее внимание в качестве перспективной замены традиционным имплантатам, требующим повторного хирургического вмешательства для удаления. Среди них цинковые сплавы выделяются благодаря своей уникальной скорости деградации, которая хорошо согласуется с процессами заживления тканей. Однако широкое клиническое применение цинковых сплавов сдерживается их недостаточной механической прочностью и низкой пластичностью по сравнению с используемыми аналогами. В связи с этим, ключевой задачей современного материаловедения является поиск эффективных способов модификации структуры для достижения баланса между биологической безопасностью, скоростью деградации и требуемым комплексом механических свойств.

В настоящей работе проведено исследование поведения биорезорбируемого сплава Zn-1%Mg-0,1%Ca в процессе ротационнойковки (РК), радиально-сдвиговой прокатке (РСП), а также при их комбинации. Сплав был приготовлен плавкой в индукционной печи на воздухе без использования защитных флюсов. Затем проводился гомогенизационный отжиг при температуре 340 °С в течение 20 часов с последующей закалкой в воде. РК и РСП проводили с постепенным уменьшением диаметра заготовки и увеличением степени деформации. Температура РСП составила 250 °С, тогда как РК проводили при 300, 200 и 170 °С.

После отжига структура сплава состоит из зерен α -Zn размером 30 – 40 мкм, окруженных сплошной сеткой магниевой эвтектики. Толщина сетки неравномерная и составляет от 3 до 10 мкм. Оба типа деформации приводят к измельчению микроструктуры и вытягиванию зерен вдоль оси деформации. При этом происходит как измельчение зерен α фазы, так и дробление сплошной сетки эвтектической фазы с образованием мелких глобулярных частиц.

Измельчение микроструктуры сплава приводит к улучшению прочности и пластичности сплава. Так в исходном, отожженном состоянии предел прочности и пластичности сплава составлял 135 ± 13 МПа и 154 ± 5 МПа при практически отсутствии пластичности ($\sim 0,4\%$). РК при 300 °С ($\varepsilon = 0,92$) повысила пределы текучести и прочности до 164 ± 4 МПа, 178 ± 6 МПа, соответственно, однако практически не повлияла на пластичность ($1,3 \pm 1,3\%$). Однако последующее РК при 200 °С ($\varepsilon = 2,31$) привела как к росту прочности (до 215 ± 13 МПа и 246 ± 9 МПа соответственно), так и к существенному росту пластичности (до $14,2 \pm 0,9\%$). В то же время после РСП сразу наблюдается рост прочности (до 194 ± 7 МПа и 255 ± 10 МПа соответственно) и небольшое повышение пластичности (до $2,6 \pm 0,2\%$). Однако последующая РК при 170 °С ($\varepsilon = 1,51$) не оказывает влияния на прочность, который остается на уровне РСП, но существенно улучшает пластичность (до $15,7 \pm 2,1\%$).

Таким образом можно сделать вывод о том, что РСП и РК являются перспективным методом повышения прочности и пластичности цинковых сплавов, перспективных для применения в медицине.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00320-26-00.

МАГНЕТРОННОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПОКРЫТИЯ AL-TI-NB-MO-N С ПЛАЗМЕННЫМ АССИСТИРОВАНИЕМ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВС- МИШЕНИ

Маслов А.А., Николаев А.А., Рамазанов К.Н.

Уфимский Университет Науки и Технологий, Уфа, Россия

alexey.maslov2011@yandex.ru

В современной промышленности наблюдается высокий интерес к износостойким покрытиям для металлорежущего инструмента. С 1970-х годов на инструмент напыляют покрытия на основе TiN методом катодно-дугового осаждения с различным составом и микроструктурой. Однако нитрид титана устарел, поскольку имеет ограниченную стойкость к окислению, твердость и адгезионную прочность. Следующим этапом развития износостойких покрытий стало формирование систем Ti-Al-N. Дальнейшее развитие износостойких покрытий направлено на легирование и изменение структуры, что приводит к твердорастворному упрочнению пленки, формированию нанокомпозитов, а также к снижению коэффициента трения. Однако изготовление легированных катодов часто представляет собой сложную задачу и приводит к его резкому удорожанию.

В данной работе было изучено покрытие Al-Ti-Nb-Mo-N, полученное методом реактивного магнетронного напыления с плазменным ассистированием. Была использована мишень TiAl, легированная ниобием и молибденом, изготовленная методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Для улучшения условий реактивного процесса и ионного ассистирования использовался генератор газоразрядной плазмы «ПИНК» и напряжение смещения на образцах. Покрытия были исследованы с помощью сканирующей электронной микроскопии (рис. 1) и рентгенофазового анализа, механические свойства покрытий оценивались при помощи измерения нанотвердости, модуля упругости, трибологических испытаний, а также скрэтч-тестирования адгезионной прочности.

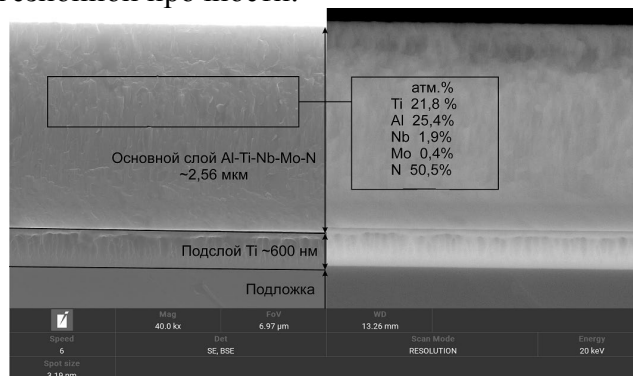


Рисунок 1 – Микроструктура полученного покрытия Ti-Al-Nb-Mo

Результаты показали, что мишень Ti-Al-Nb-Mo, изготовленная методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, может быть использована для получения легированных износостойких нитридных покрытий с высокими характеристиками. Несмотря на небольшое количество кислорода в пленке, негативного влияния на функциональные свойства оно практически не оказало.

Исследование выполнено при финансовой поддержке государственного задания № FRRR-2026-0005 «Исследование новых материалов покрытий, полученных методом ассистированного вакуумно-дугового осаждения, для упрочнения металлорежущих инструментов из твердого сплава применяемых для обработки материалов авиадвигателестроительной отрасли».

ИНТЕНСИВНАЯ МЕХАНИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ ГЕМАТИТА В ДЕЗИНТЕГРАТОРЕ

Массалимов И.А.^{1,2}, Ахметшин Б.С.¹, Мустафакулов Ш.С.¹, Массалимов Б.И.³

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Научно-исследовательский технологический институт гербицидов и регуляторов
роста растений Академии наук Республики Башкортостан, Уфа, Россия

³Физический институт имени П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

ismail_mass@mail.ru

Многие процессы переработки минерального сырья, химического синтеза, металлургии предполагают использование твердого вещества в измельченном состоянии, в котором благодаря увеличению удельной поверхности реагирующих продуктов, возможности эффективного перемешивания компонентов реакции создаются условия, ускоряющие протекание реакций в твердой и жидкой фазах [1,2]. В результате существенно понижаются энергетические барьеры прохождения химических реакций, снижаются энергии плавления и разложения веществ, увеличивается биологическая активность.

Для механической активации используют разнообразные измельчающие устройства, такие как дезинтегратор, вибрационные, планетарные, центробежные мельницы и др. Во время механической активации свободная энергия материала в виде частиц увеличивается за счет роста, как поверхностной свободной энергии, так и энергии объемной деформации. Согласно [1] реакционная способность системы зависит от избыточной энтальпии:

$$\Delta H = H_T^* - H_T \quad (1)$$

здесь H_T^* – свободная энтальпия механически обработанного дисперсного вещества, H_T – свободная энтальпия того же вещества в исходном основном состоянии при температуре T . Избыточная свободная энтальпия ΔH является основной количественной термодинамической характеристикой таких систем как твердые вещества с дефектами, и являются движущей силой химических процессов твердофазного синтеза. К изменению термодинамических свойств приводит, как правило, структурные изменения, они проявляются в виде дефектов решетки возникающих в процессе механической обработки, на рентгенограммах результаты обработки они проявляются в виде уширения рентгеновских линий. Основными экспериментальными данными были углы дифракции и интегральная ширина линий. В расчетах размеров блоков (области когерентного рассеяния) и микродеформаций использовалась хорошо известная общая формула [3]:

$$\beta(2\theta) = \lambda / (D_{\text{окр}} \cdot \cos \theta) + 4\varepsilon \operatorname{tg} \theta, \quad (2)$$

где θ - угол дифракции, λ – длины рентгеновской волны, $D_{\text{окр}}$ - средний размер блока, или область когерентного рассеяния, ε - микродеформация, а $\beta(2\theta)$ - ширина собственного дифракционного профиля.

На примере оксида железа гематита ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$), который отличается стабильностью структуры, относительно невысокой токсичностью и доступностью по ценам, что делают его привлекательным для практических применений, где он используется в качестве пигмента, катализатора, биосенсоров и др. Механическая обработка проводилась на дезинтеграторе, степень обработки регулировалась кратностью обработки. Для того, чтобы выяснить как уширение линий и появление микродеформаций влияет на аккумуляцию энергии частицами гематита были выполнены измерения кривых дифференциального термического анализа (рис.1) и установлено, что при увеличении кратности обработки происходит рост интенсивности

экзотермического пика (а), это увеличение ΔH сопровождается уширением рентгеновских линий (б).

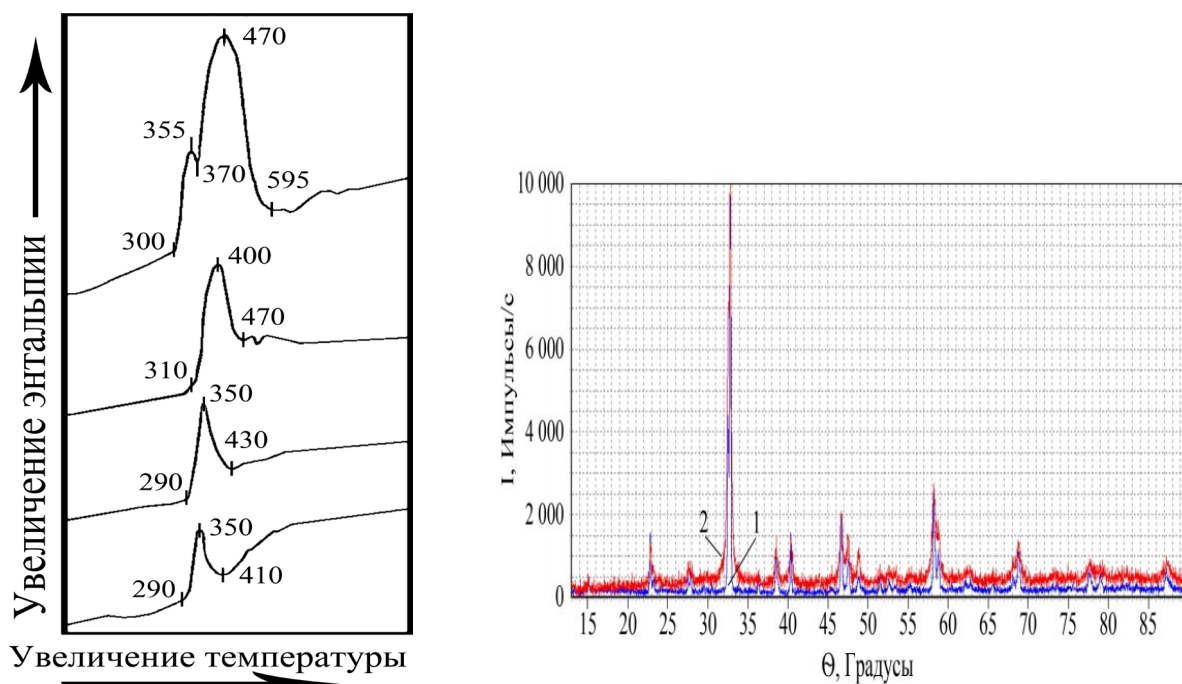


Рисунок 1. Тепловые эффекты на кривых ДТА для механически обработанных образцов гематита (а), кратность обработки растет снизу вверх; и рентгенограммы исходного (1) и механически обработанного образцов.

Экзотермические пики расположены в температурном интервале от 290°C до 590°C. Измерение площадей пиков под кривыми ДТА и сравнение их с площадью теплового пика для эталонного вещества позволили получить значения избыточной энтальпии в энергетических единицах (кДж/моль). Для гематита максимальная энергия, достигнутая в результате механической обработки $\Delta H = 49$ кДж/моль, ее можно сравнить с теплотой плавления равной [4] $\Delta H_{\text{плавл}} = 87$ кДж/моль показывает что аккумулированная энергия $\Delta H = 49$ кДж/моль составляет 56% от энергии плавления. Образование дефектов структуры и уширение линий приводит к появлению микродеформаций, значения которых растут практически линейно с ростом кратности обработки (Рис.3а). Если рассчитать величины микродеформаций ϵ по формуле (2) мы получим микродеформации с максимальным значением $\epsilon = 0,47\%$. Согласно общим положениям механохимии [1,2] чем большего значения избыточной энтальпии ΔH и микродеформации ϵ тем легче работать (разложить, растворять, реакционную способность) с веществом. Таким образом, механическая обработка в дезинтеграторе позволяет подготовить минеральное сырье и химические реагенты к дальнейшему переделу.

Список литературы:

1. Аввакумов Е. Г. Механические методы активации химических процессов / Е. Г. Аввакумов. — Новосибирск : Наука, 1986. — 305 с.
2. Хайнике Г. Трибохимия / Г. Хайнике ; пер. с англ. — Москва : Мир, 1987. — 584 с. — Перевод изд.: Heinicke G. Tribochemistry / G. Heinicke. — München : C. Hanser, 1984. — 495 p.
3. Иверонова В. И. Теория рассеяния рентгеновских лучей / В. И. Иверонова, Г. Н. Ревкевич. — 2-е изд., перераб. и доп. — Москва : Изд-во МГУ, 1978. — 278 с.
4. Pankratz L. B. Thermodynamic properties of elements and oxides / L. B. Pankratz. — Washington : U.S. Dept. of the Interior, Bureau of Mines, 1982. — 509 p. — (Bulletin / U.S. Bureau of Mines ; No. 672).

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ
НА МОРФОЛОГИЮ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВЕ Al–4,5%
РЗМ (Ce, La), ПОЛУЧЕННОМ ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ
КРИСТАЛЛИЗАТОР**

Медведев А.Е., Мурашкин М.Ю.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

medvedevandreyr@gmail.com

Алюминиево-редкоземельные (Al–РЗМ) сплавы рассматриваются как перспективные термостойкие материалы электротехнического назначения благодаря сочетанию высокой электропроводности и термической стабильности. Эти свойства обусловлены практически нулевой растворимостью редкоземельных элементов в алюминиевой матрице и формированием дисперсной эвтектики (Al)+Al₁₁РЗМ₃. В ранее выполненных исследованиях было показано, что применение литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) позволяет получать ультрадисперсные эвтектические структуры, а последующая интенсивная пластическая деформация способствует формированию ультрамелкозернистой структуры алюминиевой матрицы и дополнительной фрагментации интерметаллидных частиц.

Так, ранее для сплава Al–4,5% РЗМ (Ce, La), полученного литьем в ЭМК с последующей деформационной обработкой методом РКУП-К и холодного волочения, была сформирована ультрамелкозернистая структура с размером зерен менее 1 мкм и долей большеугловых границ около 65%. Одновременно происходили фрагментация частиц Al₁₁РЗМ₃ и их ориентация вдоль направления деформации. Полученная проволока характеризовалась пределом прочности 240 МПа, относительным удлинением не менее 5,5% и электропроводностью 55,8% IACS. Исследование термической стабильности показало, что после отжига при 230 °С проволока сохраняет микроструктуру и механические свойства, тогда как при повышении температуры происходит постепенное разупрочнение, сопровождающееся монотонным ростом электропроводности.

В данной работе сделано особое внимание уделено эволюции морфологии интерметаллидных частиц в сплаве Al–4,5% РЗМ (Ce, La), полученного литьем в ЭМК, обработанного методом интенсивной пластической деформации (ИПДК). Показано, что Отжиг сплава Al–4,5% РЗМ (Ce, La) при температуре 550 °С приводит к фрагментации (5–15 мин) пластинчатых интерметаллидных частиц, за которой следуют сфероидизация (15–30 мин) и последующая коагуляция (более 30 мин). Предложенная в работе модель количественной оценки морфологии интерметаллидных частиц позволяет отслеживать изменения их формы и выявлять их даже на той стадии, когда визуальные изменения еще не проявились. Показано, что в процессе фрагментации частиц площадь межфазной поверхности увеличивается по сравнению с исходной площадью пластин, тогда как последующие сфероидизация и коагуляция приводят к ее уменьшению, причем при коагуляции это происходит с меньшей скоростью. Речь идет о двух типах трансформации частиц, вызывающих противоположные изменения площади межфазной поверхности и, как следствие, обуславливающих различия в поведении электропроводности и микротвердости. Также показано, что предварительный (перед ИПДК) отжиг образца сплава Al–4,5% РЗМ (Ce, La) не влияет на общую площадь межфазных границ после ИПДК.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Государственного задания No FRRR-2026-0006 (УУНиТ).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА СВАРКИ
ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ (СПЭ) С МИКРОСТРУКТУРОЙ СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ.**

Медведев А.Ю., Никифоров Р.В., Галимов В.Р., Медведев А.Е.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Жаропрочные никелевые сплавы характеризуются аустенитной структурой, упрочненной дисперсионным твердением в результате легирования Ti, Al, Nb и выделения интерметаллидов типа $Ni_3(Al, Ti)$ и др. после первичной кристаллизации и старения при 600...900°C. Благодаря этому данные могут эксплуатироваться при температурах 600...900°C в конструкциях, условия работы которых характеризуются длительным воздействием нагрузок и агрессивных сред, и пока безальтернативны в качестве материала горячей части авиационных и наземных силовых установок.

Серьезной проблемой, возникающей при изготовлении узлов газотурбинных двигателей (ГТД), является недостаточная стойкость жаропрочных никелевых сплавов к образованию горячих трещин. Особенно эта проблема обострилась, когда возникла необходимость получения высоконадежных фасонных отливок и лито-сварных конструкций из новых высокожаропрочных сплавов, наиболее склонных к образованию горячих трещин при литье и сварке.

Основными видами сварки корпусных конструкций из жаропрочных никелевых сплавов является TIG-сварка (сварка неплавящимся вольфрамовым электродом) и электронно-лучевая сварка (ЭЛС). Технология ЭЛС, благодаря высокой концентрации тепла в источнике, позволяет получить мелкозернистую структуру в теле шва, однако применение ЭЛС затруднено из-за сложной пространственной геометрии корпусных узлов и более жестких требований к сборке под сварку, чем при TIG-сварке. При TIG-сварке околошовная зона (ОШЗ) имеет крупнозернистое строение, что приводит к снижению пластических свойств ОШЗ в результате обогащения границ примесными и легирующими элементами, диффундирующими из объемов зерен в мигрирующие границы растущих зерен при нагреве металла ОШЗ до температуры солидуса.

Ранее проведенные исследования показали, что замена ручной сварки неплавящимся электродом на роботизированную импульсно-дуговую СПЭ-сварку сплава ЭП718 проволокой ЭП533 позволяет снизить вводимую погонную энергию до 40%, а также уменьшить размеры зоны термического влияния (ЗТВ) и величину остаточных напряжений. Результаты металлографического анализа образцов из сплава ЭП718 толщиной 4 мм показали наличие мелкозернистой структуры в околошовной зоне (ОШЗ) на расстоянии 50-200 мкм от линии сплавления за счет частичного переплавленного нагартованного в результате фрезерования слоя на кромке, сам же шов имел разориентированную измельченную дендритную микроструктуру. На рис. 1 (а) показана околошовная зона сварного соединения, а на рис. 1 (б) микроструктура сварного шва между 1-м и 2-м проходами.

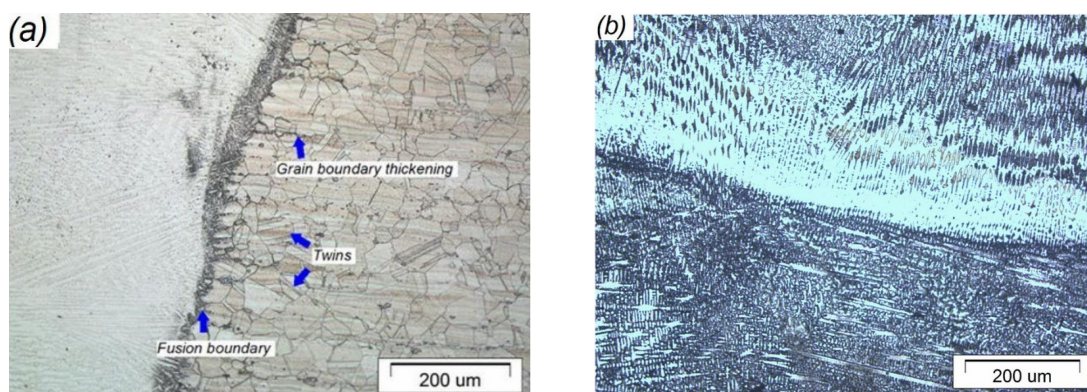


Рисунок 1. Околошовная зона сварного соединения никелевого сплава ЭП718 толщиной 4 мм, полученного СПЭ-сваркой (а) и микроструктура сварного шва между 1-м и 2-м проходами.

Fig. 1. Heat-affected zone of a welded joint of EP718 nickel alloy 4 mm thick, obtained by P-GMA welding (a) and microstructure of the weld between the 1st and 2nd passes

В рамках изучения формирования мелкозернистой околошовной зоны (ОШЗ) сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) для дальнейших исследований поставлены следующие задачи:

- Определение влияния эффективной мощности при постоянной погонной энергии на формирование мелкозернистой околошовной зоны сварных соединений деформируемых и литейных сплавов, полученных импульсно-дуговой СПЭ-сваркой;
- Определение влияния скорости сварки при постоянной погонной энергии на формирование мелкозернистой околошовной зоны сварных соединений деформируемого сплава ЭП718;
- Определение влияния погонной энергии при постоянной мощности или скорости сварки на формирование мелкозернистой околошовной зоны сварных соединений деформируемого сплава ЭП718, полученного импульсно-дуговой СПЭ-сваркой;
- Оценка влияния параметров структуры ОШЗ сварных соединений деформируемого сплава ЭП718 и литейного сплава ВЖЛ14Н, полученных импульсно-дуговой СПЭ-сваркой, на прочностные свойства при обычной и повышенной температурах;
- Определение зависимости структурных параметров околошовной зоны (протяженность зоны, размер зерна минимальное проплавлением кромки) сварных соединений деформируемого сплава ЭП718 от тепловых параметров режима импульсно-дуговой СПЭ-сваркой.

Список литературы:

1. Структура и свойства сварных соединений сплава ЭП718, полученных роботизированной сваркой плавящимся электродом // Р.В. Никифоров [и др.] // Вестник УГАТУ, 2021. Т. 25, № 4 (94). С. 10–18. ISSN 1992-6502. https://elibrary.ru/title_about.asp?id=8564. doi 10.54708/19926502_2021_2549410
2. Разработка технологии роботизированной сварки плавящимся электродом соединений из сплава ХН45МВТЮБР. Сварка и диагностика. – Москва: НАКС Медиа, 2020. – № 4. – С. 46-49. <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=43846869> (индексируется Russian Science Citation Index)
3. Численное моделирование напряженно-деформированного состояния сварной конструкции. Часть 1. Сварка и диагностика. – Москва: НАКС Медиа, 2022. – № 1. – С. 19-24. DOI: 10.52177/2071-5234_2022_01_19 (индексируется Russian Science Citation Index)

УДК 669-1

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ
МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1Zn-0,15Ca ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Мифтахов Д.Т., Дьяконов Г.С.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

danil.miftahow@yandex.ru

В настоящее время интерес к применению магниевых сплавов в качестве имплантатов растет все сильнее. Это связано с тем, что сплавы на основе магния обладают рядом уникальных свойств, а именно высокая биосовместимость и биоразлагаемость [1]. Кроме того, магний обладает наиболее близкими свойствами к натуральной кости, а именно модуль упругости магния ($E = 41\text{--}45$ ГПа) и плотность ($\rho = 1,74\text{--}1,84$ г/см³) сходны с аналогичными показателями кости ($E = 15\text{--}25$ ГПа и $\rho = 1,8\text{--}2,1$ г/см³) [2]. Благодаря этим свойствам, имплантаты, изготовленные из магниевых сплавов, позволяют снизить риска экранирования (стресс-экранирования) и улучшить результаты лечения пациентов.

Однако существенными ограничениями для применения магниевых сплавов в качестве имплантата являются низкие показатели прочности и быстрое коррозионное разрушение в жидкостях организма. Для решения данной проблемы применяют различные методы улучшения этих показателей, например, легирование, термическая обработка (ТО) и деформационно-термическая обработка (ДТО).

При этом проведение ДТО может привести к образованию большого количества дефектов в структуре, что в свою очередь способно вызвать значительное ухудшение коррозионных свойств. Для уменьшения числа дефектов применяют ТО, при этом основным параметрами является температура и время выдержки при проведении обработки. В связи с этим, целью данной работы является исследование влияния температуры и времени выдержки на эволюцию структуры магниевых сплавов Mg-1Zn-0,15Ca.

В качестве материала исследования был выбран магниевый сплав Mg-1Zn-0,15Ca после проведения деформационно-термической обработки. Деформационно-термическая обработка проводилась по схеме экструзия-РКУП. Литые образцы после гомогенизационного отжига диаметром 40 мм и длиной 80 мм деформировали методом экструзии при температуре 350 °С до диаметра 20 мм, далее проводили деформацию методом РКУП по маршруту Вс, матрица имела углы $\varphi = 120^\circ$. Перед каждым проходом РКУП заготовку нагревали в течение 10-12 минут.

Первый проход РКУП проводили при $T = 400$ °С, после каждого прохода для более эффективного измельчения структуры температура деформации снижалась на 50 °С. На последнем проходе образец нагревали до 200 °С. Деформация на каждом проходе ε_n рассчитывалась по следующей формуле:

$$\varepsilon_n = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\varphi}{2}\right) \quad (1)$$

где φ – угол РКУП матрицы.

Суммарная степень деформации после проведения деформационно-термической обработки составила $\varepsilon_n \approx 4,4$. Механические испытания на растяжение проводили на электромеханической испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре со скоростью 1 мм/мин, длина рабочей части образца 4 мм, толщина и ширина 1 мм. Микроструктура исследовалась на оптическом микроскопе «Olympus GX 51». Термическая обработка проводилась с использованием печи Nabertherm GmbH.

На рис.1 показан снимок микроструктуры магниевого Mg-1Zn-0,15Ca после проведения деформационно-термической обработки. Микроструктура представляет собой неоднородные глобулярные зерна размером $\sim 4,2$ мкм.

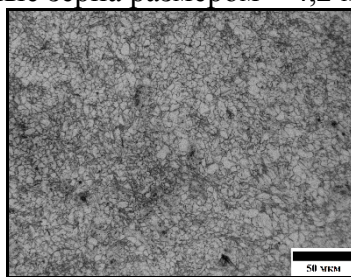


Рисунок 1. Микроструктура магниевого сплава Mg-1Zn-0,15Ca после деформационно-термической обработки

Изначальная температура выдержки составляла 175°C с временем выдержки 30 минут (рис.2). В связи с отсутствием изменений среднего размера зерна при температуре 175°C и шагом изменения времени выдержки в 30 минут при дальнейшем повышении температуры шаг был изменен с 30 минут до 1 часа. Далее температура увеличивалась до 250°C с шагом 25°C, для каждой температуры было проведено 4 отжига с временем выдержки 1, 2, 3 и 4 часа.

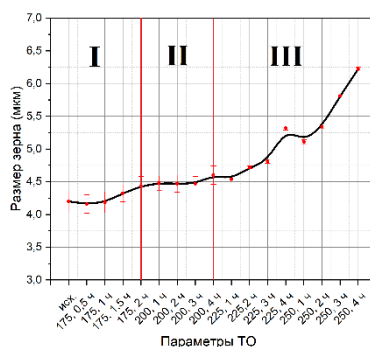


Рисунок 2. Изменение среднего размера зерна после ТО магниевого сплава Mg-1Zn-0,15Ca

Таким образом, график можно разделить на 3 условных зоны. Зона I: температура 175°C и время выдержки 0,5-2 часа – наблюдается небольшой рост среднего размера зерна. Зона II: температура 200°C и время выдержки 1-4 часа – не происходит существенного изменения среднего размера зерна. Зона III: температура 225-250°C и время выдержки 1-4 часа – резкий рост среднего размера зерна. Для дальнейшего исследования был выбран режим термической обработки при температуре 175°C с временем выдержки 1 час. В табл. 1 приведены механические характеристики сплава Mg-1Zn-0,15Ca после ДТО и ДТО+ТО

Таблица 1. Механические характеристики сплава Mg-1Zn-0,15Ca после ДТО и ДТО+ТО

Состояние	Средний размер зерен, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
ДТО	4,20±0,16	311±20	338±5	10,2±1,1
ДТО+ТО (175°C, 1 ч)	4,19±0,16	312±5	322±6	13,2±1,5

Термическая обработка в сплаве Mg-1Zn-0,15Ca не приводит к существенным изменениям прочностных характеристик, однако при этом наблюдается увеличение пластичность на 30%. Таким образом, можно предположить, что термическая обработка привела к заметному уменьшению плотности дислокаций и их перераспределению. Что должно положительно сказаться на коррозионных свойствах сплава.

Список литературы

1. Witte, F. // The history of biodegradable magnesium implants: A review. // Acta Biomater. 2010; 6 (5): 1680–1692. DOI: 10.1016/j.actbio.2010.02.028
2. Staiger, M.P., Pietak, A.M., Huadmai, J., Dias, G. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: a review // Biomaterials. 2006. Vol. 27. P. 1728–1734.

**ПРОЯВЛЕНИЕ БИМЕДИЦИНСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО ПОКРЫТИЯ
TiO₂ НА ОСНОВЕ DFT-МОДЕЛИРОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ****Михайлов Г.П.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

gpmikhailov@mail.ru

Модифицирование поверхности титановых имплантатов аморфными оксидными слоями является перспективным направлением в современном биоматериаловедении. Аморфный диоксид титана TiO₂ характеризуется высокой биосовместимостью и низкой цитотоксичностью, однако механизмы его первичного взаимодействия с биосредами на атомарном уровне остаются малоизученными [1]. Квантово-химическое моделирование позволяет исследовать эти процессы с субнанометровым разрешением. Молекулярные частицы не «видят» имплант целиком – они взаимодействуют только с атомным рельефом его поверхности. Изучение проявления биомедицинских свойств на уровне нанокластеров важно, поскольку именно начальные акты адсорбции биомолекул на активных центрах поверхности предопределяют дальнейшую клеточную адгезию, биосовместимость и общую скорость интеграции имплантата в живой организм. Большинство физико-химических процессов на границе раздела фаз, таких как формирование гидратной оболочки, адсорбция ионов кальция и фосфора, а также начальные этапы адгезии белков, локализованы в приповерхностном слое покрытия толщиной не более 1 нм. При определённых условиях осаждения покрытия, например, методом молекулярного наслаивания, создаются наноразмерные слои с толщиной одного монослоя не более 0.3 нм. Поскольку размеры (0.5–1.1 нм) кластеров (TiO₂)_n (n = 2-16) [2] сравнимы с толщиной нескольких монослоев или превышают её, их можно рассматривать как локальные фрагменты, из которых формируется аморфная поверхность покрытия. Достаточности пространственного масштаба порядка 1 нм для воспроизведения распределения длин связей и координационных чисел атомов титана и кислорода **приводит** к тому, что кластерная модель данного размера адекватно передаёт особенности строения поверхности аморфной плёнки. В работе рассмотрены основные аспекты проявления биомедицинских свойств аморфного покрытия TiO₂ на уровне нанокластеров, электронное и пространственное строение которых ранее изучено методами теории функционала плотности (DFT) [2-6].

Биосовместимость. Установлено существование устойчивых конфигураций гидратированных кластеров [(TiO₂)₁₀(H₂O)₁₋₉] [2], что имеет принципиальное значение для обеспечения биосовместимости покрытий имплантатов. Наличие гидратной оболочки способствует термодинамической стабилизации кластеров и препятствует их преждевременной деградации либо неконтролируемому растворению в агрессивной биологической среде.

Остеоинтеграция. В условиях физиологического раствора прочность связывания кластеров (TiO₂)₁₀₋₁₆ с акваионом кальция определяется как степенью гидратации поверхности диоксида титана, так и структурой самого аквакомплекса [2]. При частичной или полной дегидратации кластера возможен прямой контакт иона кальция с атомом кислорода TiO₂ и атомом Ti с атомом кислорода акваиона кальция, что указывает на начальную стадию минерализации, обеспечивая предпосылки для остеоинтеграции и осаждения кальций-фосфатного слоя.

Антибактериальная активность. Допирование азотом структуры кластера (TiO₂)₁₅ приводит к появлению новых энергетических уровней в запрещенной зоне, что сужает её и повышает эффективность фотокатализа в области видимого света [3]. Исследовано влияние температуры и водной среды в условиях физиологического раствора на

величину энергетического зазора кластера [4]. В результате сужения энергетического зазора возможна генерация активных форм кислорода, которые затрудняют образование бактериальных биопленок на имплантате.

МРТ-контрастирующие свойства. DFT-расчёты выявили преобладание парамагнитного вклада и зависимость изотропной магнитной восприимчивости от температуры, размера и гидратации кластеров $(\text{TiO}_2)_{2-16}$ [5, 6], что важно для прогнозирования МРТ-контрастирующих свойств/характеристик покрытий. Наличие парамагнетизма указывает на присутствие состояний Ti^{3+} , способствующих генерации активных форм кислорода для уничтожения бактерий и связыванию с кальцием и биомолекулами, что ускоряет приживание имплантата.

Биоактивность. Расчет энергетических характеристик взаимодействия кластера TiO_2 с молекулами воды и ионами в рамках QTAИМ-анализа (Quantum Theory of Atoms in Molecules) [2] дает количественную оценку биоактивности нанофрагментов аморфного покрытия. В роли зародышей наночастиц кластеры TiO_2 демонстрируют потенциал для применения в доставке лекарств: прочная связь с биомолекулами, парамагнитные свойства и возможность контроля высвобождения обусловлены особенностями поверхностной структуры и гидратации, воспроизводимой в кластерной модели.

Современные подходы к синтезу аморфных покрытий TiO_2 – от лазерных и плазменно-электролитических до химических методов – формируют поверхности с различной степенью дефектности и гидратации. Модель локальных фрагментов на основе нанокластеров TiO_2 адекватно описывает ближний порядок в таких системах и позволяет прогнозировать ряд электронных и биомедицинских свойств.

Список литературы:

1. Gonzalez, M. Amorphous TiO_2 nano-coating on metallic substrates to improve its biological response, osseointegration and reduce bacterial colonization [Electronic resource] / M. Gonzalez, R. Gomez, F. Silva // Biomaterials Advances. – 2024. – Vol. 162. – Art. 213940.
2. Михайлов, Г. П. Механизм связи нанокластера гидратированного диоксида титана с акваионом кальция / Г. П. Михайлов // Журн. физ. химии. – 2024. – Т. 98, № 3. – С. 108–114.
3. Михайлов, Г. П. Расчет электронного спектра поглощения нанокластера $(\text{TiO}_2)_{15}$, допированного атомом азота / Г. П. Михайлов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. – 2024. – № 16. – С. 510–516.
4. Михайлов, Г. П. Моделирование влияния водной среды на энергии граничных орбиталей субнаноразмерного диоксида титана / Г. П. Михайлов // Изв. РАН. Сер. физ. – 2025. – Т. 89, № 3. – С. 468–473.
5. Михайлов, Г. П. Квантово-химический расчет тензора магнитной восприимчивости кластеров диоксида титана / Г. П. Михайлов // Журн. физ. химии. – 2024. – Т. 98, № 8. – С. 100–105.
6. Михайлов, Г. П. Расчет температурной зависимости магнитной восприимчивости субнаноразмерных кластеров диоксида титана / Г. П. Михайлов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. – 2025. – № 17. – С. 284–292.

УДК 669.715

**МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ
ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С ЦИРКОНИЕМ
И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ**

Михайловская А.В., Трошкова О.В., Яковцева О.А.,

Мочуговский А.Г., Просвиряков А.С.

НИТУ МИСИС, Москва, Россия

mihaylovskaya@misis.ru

Повышение прочностных характеристик алюминиевых сплавов при комнатной и повышенных температурах является актуальной задачей металловедения. Существенный рост прочностных характеристик обеспечивает двухуровневое наноструктурирование -матричной фазы, алюминиевого твердого раствора, и частиц вторых фаз. Один из способов наноструктурирования - обработка в планетарной шаровой мельнице. Ввиду интенсификации пластической деформации мехактивация позволяет сформировать аномально пересыщенный переходными металлами твердый раствор на основе алюминия. При последующей горячей консолидации порошков происходит распад твердого раствора с образованием дисперсоидов, которые стабилизируют зеренную структуру. В некоторых композициях можно создать наноструктурное состояние с повышенной термической стабильностью в консолидированных образцах. Цель данной работы заключается в определении составов сплавов и режимов обработки, обеспечивающих термическую стабильность наноразмерной структуры и высокий уровень прочностных характеристик в компактированных сплавах при комнатной и повышенных температурах.

В качестве объектов исследования использованы сильнолегированные сплавы с цирконием и редкоземельными элементами (до 1.5% ат.). Обработку порошков/стружки проводили в планетарной шаровой мельнице, а полученные гранулы подвергали горячему прессованию при температуре 450°C и последующей термической обработке. Изучены параметры микроструктуры, эволюция фазового состава и механические свойства гранул после мехактивирования, нагрева и консолидации.

Размер зерна твердого раствора на основе алюминия сохраняется менее 100 нм после высокотемпературной обработки, при этом происходит формирование дисперсоидов и/или кристаллизация РЗМ-содержащих фаз из аморфного состояния. При горячем прессовании по границам гранул формируются зоны богатые алюминием и обедненные легирующими элементами, т.е. зоны, свободные от выделения дисперсоидов, размер которых увеличивается с увеличением размера гранул. Зоны являются важным структурным элементом, их формирование уменьшает пористость и приводит к росту пластичности, но уменьшает прочностные характеристики сплавов. При испытаниях на сжатие консолидированные образцы показывают при комнатной температуре предел текучести до 840 МПа, а при 350°C до 530 МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда в рамках проекта № 23-19-00791-П.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**Модина Ю.М., Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Семенова И.П.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

modina_yulia@mail.ru

Титановые сплавы имеют широкое применение в энергетическом и авиационном машиностроении. Одним из перспективных методов повышения их прочности и усталостной стойкости является формирование ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния посредством обработки методом интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Однако высокие остаточные напряжения, высокая плотность введенных дефектов кристаллической решетки и сильно неравновесные границы УМЗ зерен, характерные для материалов, обработанных методом ИПД, оказывают негативное влияние на их пластичность и трещиностойкость. Таким образом, структурное применение УМЗ титановых сплавов требует решения ряда задач материаловедения, связанных с влиянием ультрамелкозернистой структуры на механизмы разрушения, особенно в диапазоне перехода от пластичного к хрупкому разрушению. Критическим фактором в этом случае является сопротивление хрупкому разрушению при рабочих температурах, учитывая, что ударная вязкость и трещиностойкость сильно зависят не только от уменьшения размера структурных составляющих фаз, но и от кристаллографической текстуры, образующейся в процессе интенсивной пластической деформации и последующей деформационно-термической обработки (ДТО) [2-3].

С целью оценки инновационного применения УМЗ титановых сплавов для высоконагруженных деталей данная работа направлена на изучение механизмов разрушения двухфазных УМЗ титановых сплавов, особенно в интервале вязко-хрупкого перехода, когда возможен текстурный минимум ударной вязкости. Ультрамелкозернистую структуру в исследуемом титановом сплаве ВТ6 получали методом равноканального углового прессования (РКУП), позволяющим получать объемные заготовки, пригодные для практического применения. Для дальнейшей термомеханической обработки применялась горячая осадка, имитирующая штамповку и изготовление детали. Обсуждается эволюция кристаллографической текстуры ультрамелкозернистого сплава в процессе деформации при изготовлении полуфабриката и/или детали, ее влияние в сочетании с изменением морфологии фазовых составляющих на пластично-хрупкую область при испытаниях на ударную вязкость в диапазоне температур от $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, а также на механизмы разрушения сплава.

Благодарность грантам: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 21-79-10167, <https://rscf.ru/project/21-79-10167/>).

Список литературы:

1. Semenova I.P. et al. Ultrafine-Grained Titanium-Based Alloys: Structure and Service Properties for Engineering Applications // Advanced Engineering Materials. – 2020. – Vol. 22(1). – P. 1900651.
2. Völker B. et al. Fracture of severely plastically deformed titanium // Materials Letters. – 2022. – Vol. 309. – P. 131382.
3. Yang X.-L. et al. Influences of crystallography and delamination on anisotropy of Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel // Materials Science and Engineering: A. –2014. – Vol. 607. – PP. 53–62.

СИНТЕЗ И ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИАНИЛИНОВ И УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Мустафин И.А.¹, Латыпова Л.², Азнабаева М.Р.², Мустафин А.Г.^{2,3}

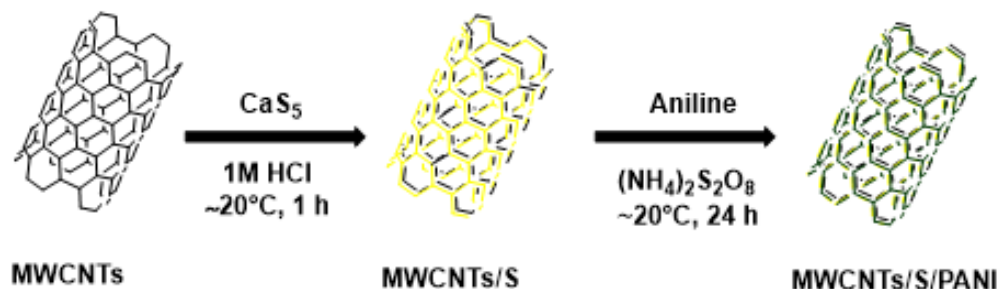
¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Россия

Уфимский институт химии УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия

³Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

agmustafin@gmail.com

Благодаря своим уникальным свойствам, углеродные нанотрубки (УНТ) открывают большие перспективы для применений в самых разных областях, в частности, в энергетике для получения необходимых композитных материалов. Методы синтеза УНТ включают электрическую дугу, лазерную абляцию и каталитический пиролиз. Каталитический пиролиз привлекателен благодаря простоте и масштабируемости. Наша группа получила многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) путем каталитического пиролиза пентана на 2-этилгексаноате никеля при 450 °С. Этот недорогой каталитический прекурсор оказался эффективным, превосходя традиционные катализаторы по экономичности. На основе полученных МУНТ были синтезированы композитные материалы с добавлением серы и полианилина (ПАНИ). Полученные композиты были исследованы в качестве катодов для литиевых и калиевых батарей. Показано, что модификация МУНТ путем введения ПАНИ и наночастиц серы обеспечивает значительное улучшение характеристик электродного материала, таких как высокая кулоновская эффективность и улучшенная цикличность. Трехкомпонентный композит MWCNTs/S/PANI продемонстрировал высокую удельную разрядную емкость, достигающую 165 мАч/г при плотности тока 100 мА/г. Также была успешно продемонстрирована возможность применения разработанных композитных катодных материалов в калиевых батареях с анодами из жидкого сплава K/Na, что показало многообещающие результаты. Также синтезированы и охарактеризованы новые композитные материалы на основе PANI и ленточных углеродных нанотрубок (R-CNTs) с варьируемым содержанием R-CNTs (20-50 мас.%) методом *in situ* полимеризации. Структурные, морфологические и термические свойства синтезированных композитов (R-CNTs-PANI) изучены с помощью ИК-спектроскопии, СЭМ, ТГА, РФА и анализа адсорбции-десорбции азота. Адсорбционная способность композитов исследована в отношении метилового оранжевого (МО) в периодическом режиме. Установлено влияние дозировки адсорбента, времени контакта, pH, начальной концентрации красителя и температуры на процесс адсорбции. Адсорбция МО на R-CNTs-PANI эффективно описывается кинетической моделью псевдвторого порядка и изотермой Ленгмюра, с максимальной адсорбционной ёмкостью в монослое, достигающей 170.448-399.717 мг/г. Термодинамические параметры указывают на спонтанный и эндотермический характер адсорбционного процесса.



**СОРБЕНТЫ ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД НА ОСНОВЕ
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ**

Назаров А.М.¹, Сенькин А.С.¹, Каюкова В.Г.², Доломатов М.Ю.¹

¹ *Уфимский государственный нефтяной технологический университет, Уфа, Россия*

² *ООО «Биопроминвест», Уфа, Россия*

nazarovam1501@gmail.com

Очистка сточных вод (СВ) от экотоксикантов - ионов тяжелых металлов (ТМ), нефтепродуктов (НП) и др., являются серьезной проблемой для многих современных отраслей промышленности (машиностроение, нефтепереработка, нефтехимия и т.д.) В настоящее время для очистки СВ широко используются адсорбционные методы, в связи с чем разработка новых недорогих и эффективных сорбентов, в том числе композиционных, на основе отходов промышленности являются путем решения актуальной экологической задачи.

Наноструктурированные углеродсодержащие материалы, такие как активированный уголь (с размером пор в нанодиапазоне), графен и углеродные нанотрубки, обладают уникальными свойствами, включая высокую удельную поверхность, развитую пористую структуру, что делает их перспективными для использования в современных сорбционных технологиях [1-3].

Природные минералы, такие как цеолиты, кварциты, и др. обладают рядом преимуществ, включая, низкую стоимость, экологическую безопасность и высокую ионообменную и сорбционную способность [4, 5], могут быть использованы в качестве матрицы для нанесения модифицирующих добавок, в том числе наноструктурированного углерода.

В настоящей работе были использованы углеродные сорбенты, полученные по оригинальным технологиям: сорбент условно обозначенный Наноуголь (НУ) - путем 2-х стадийного процесса (1 стадия - традиционная карбонизация отходов древесины сосны при 350-400 °С, 2 стадия - активация угля высокоэффективным диспергированием на экспериментальной гидродинамической установке), сорбент полученный на основе каталитического крекинга нефтепродуктов (условное название Углеродные нанотрубки (УНТ)) (диаметр 38-65 нм); сорбенты на основе графеновой сажи ГС (полученные плазмохимическим методом из нефтяного кокса в искровом разряде, 3500-5000 °К, размер частиц 10-200 нм), а также цеолит модифицированный ГС (ЦГС).

Были определены размеры пор активированного угля НУ - 1,3 нм и кроме того, в качестве углеродного сорбента сравнения использовался коммерческий активированный уголь БАУ (Пермский завод «Техносорб») с размером пор 1,2 нм.

С использованием данных сорбентов была исследована эффективность очистки модельных и промышленных СВ, содержащих нефтепродукты, ионы различных ТМ и кислоты (СВ химического производства (ХП) и машиностроительного производства (МП) (гальванический цех и производство печатных плат).

Исследования качественного и количественного состава СВ проводили методами атомно-эмиссионной и УФ спектроскопии. Определение химического состава образцов сорбентов выполнено рентгенофлуоресцентным и атомно-эмиссионным методами

По данным исследований на модельных СВ, содержащих ионы Cu, Cr, Zn (8-800 мг/л), нефтепродукты (50-120 мг/л) Наноуголь показывает высокую эффективность адсорбции - до 98-99,9 %, близкие значения эффективности демонстрирует и образец сравнения и БАУ-А.

Были проведены исследования очистки СВ МП сорбентами на основе активированных и наноструктурированных углеродсодержащих материалов. Исходное

содержание (мкг/л) ионов тяжелых металлов: Cd (96,4-1720), Cr (12,7-3410 мг/л), Cu (167-1700), Fe (36,3-762), Mn (81,2-365), Ni (88,2-270), Pb (384), Sr (365-810), Zn (30-679). В данном случае это была доочистка после очистки химическими реагентами. Адсорбционная эффективность НУ, как и сорбента сравнения БАУ для ряда металлов - Cd, Cr, Cu, Fe достигает 98-99 %, для УНТ несколько ниже 79-99 %. По отношению к другим металлам (Ni, Pb, Sr) для НУ и БАУ эффективность на уровне 69-99, для УНТ – 48-90 %.

Графеновая сажа, нанесенная на цеолитовую матрицу, показала существенно лучшие результаты по адсорбционной очистке модельных СВ, содержащих ионы Cu, Zn, Cr (100-1000мг/л) - 85-96 %, (эти величины близки к НУ и образцам сравнения БАУ). Исходные ГС и цеолит продемонстрировали существенно более низкие значения адсорбции, 11-36 % и 67-94 % соответственно.

Можно сделать вывод, что наибольшую эффективность при доочистке образцов СВ как модельных, так и реальных промышленных предприятий МП от ионов тяжелых металлов и нефтепродуктов показали сорбенты Нануголь и ЦГС, а также сорбент сравнения БАУ. Сорбент УНТ показал среднюю эффективность адсорбции, однако для отдельных видов металлов эффективность достигала 99 %. Наименьшую эффективность в наиболее загрязненных образцах СВ показал сорбент ГС в исходном состоянии. Таким образом, эффективность адсорбции возрастает в ряду: ГС < Цеолит < УНТ < ГС на Цеолите $\leq$ НУ $\leq$ БАУ.

Список литературы:

1. Dhokpande, Sonali & Deshmukh, Satyajit & Khandekar, Ajinkya & Sankhe, Amaya. (2024). A review of carbon-based adsorbents for the removal of organic and inorganic components. *Reviews in Inorganic Chemistry*. 44. 10.1515/revic-2024-0027.
2. Hsu, Chou-Yi & Rheima, Ahmed & Mohammed, Marwa & Kadhim, Mustafa & Hashim, Srwa & Hashim Abbas, Fatima & Abed, Zainab & Mahdi, Zahra & Abbas, Zainab & Hachim, Safa & Ali, Farah & Mahmoud, Zaid & Kianfar, Ehsan. (2023). Application of Carbon Nanotubes and Graphene-Based Nanoadsorbents in Water Treatment. *BioNanoScience*. 10.1007/s12668-023-01175-1.
3. Nazarov A.M. Senkin A.S., Kayukova V.G., Mustafin I.A., Tuktarova I.O. Sorbents for Wastewater Treatment Based on Carbon-Containing Materials and Natural Minerals // *Advances in Ecology and Environmental Engineering II. RusEcoCon 2025. Springer Proceedings in Earth and Environmental Sciences*. Springer, Cham. – 2026. – PP. 447-460.
3. Назаров А.М., Латыпова Ф.М., Арасланова Л.Х. [и др.] Исследование эффективности природных и модифицированных сорбентов для очистки промышленных сточных вод от ионов тяжелых металлов // *Нанотехнологии в строительстве: научный интернет-журнал*. - 2018. - Т. 10. - № 5. - С. 125-143.
4. Арасланова Л.Х., Сальманова Э.Р., Соловьева Е.А. [и др.] Исследование эффективности природных и модифицированных сорбентов для очистки сточных вод на основе отходов обработки слюдистых кварцитов // *Нанотехнологии в строительстве: научный интернет- журнал*. - 2019. - Т. 11. - № 1. - С. 106-116.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ОДНОСЛОЙНЫХ И МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiAlN.

Назаров А.Ю.¹, Воробьев М.С.², Тулина А.А.¹

¹ Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

² ИСЭ СО РАН, г. Томск, РФ

nazarov_almaz15@mail.ru

В инструментальной промышленности остро стоит задача повышения стойкости металлорежущего инструмента. Одним из наиболее эффективных путей является нанесение износостойких покрытий, среди которых доминирующее положение (70–80 % рынка) занимает система TiAlN благодаря универсальности, высокой твёрдости и сопротивлению окислению. Параллельно с развитием составов покрытий активно разрабатываются методы их постобработки, позволяющие дополнительно улучшить физико-механические свойства. Среди таких методов особое место занимает обработка интенсивными импульсными электронными пучками (ИИЭП) [3,4,5], которая за счёт сверхбыстрого нагрева и охлаждения (до 10^9 К/с) обеспечивает формирование нано- и субмикроструктур, синтез новых упрочняющих фаз (карбидов, боридов), а также значительное повышение микротвёрдости (в 1,5–9,5 раз), износостойкости (в 2–40 раз) и коррозионной стойкости (в 3–6 раз) [1,2,6,7] для широкого круга материалов – титановых, алюминиевых, магниевых сплавов, нержавеющей и инструментальных сталей, твёрдосплавных композитов. Комбинированные подходы (наплавка + ЭПО, борирование + ЭПО, электровзрывное легирование + ЭПО) позволяют создавать градиентные многофазные слои толщиной до 100 мкм с твёрдостью до 60 ГПа и износостойкостью, превышающей исходную в 24 раза.

Однако влияние электронно-пучковой обработки на покрытия системы TiAlN изучено недостаточно, а имеющиеся данные носят противоречивый характер. Целью настоящей работы явилось исследование воздействия импульсного электронного пучка на структурно-фазовое состояние и физико-механические свойства однослойных и многослойных покрытий TiAlN, осаждённых вакуумно-дуговым методом на твёрдосплавные пластины ВК8. Покрытия наносились на модернизированной установке ННВ-6.6-И1 с использованием двух электродуговых испарителей (Ti и Al) и плазменного источника азота. Были получены два типа покрытий: однослойное (толщина 4–5 мкм) и многослойное (8 слоёв, общая толщина 4–5 мкм). Далее образцы облучались на установке «СОЛО» [4] (ИСЭ СО РАН, г. Томск) при варьировании плотности энергии (10–200 Дж/см²) и длительности импульса (50–200 мкс) [4]. Исследования проводились с использованием оптической и электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, микроиндентирования, трибометрии и стойкостных испытаний при точении нержавеющей стали.

Установлено, что с увеличением плотности энергии и длительности импульса микротвёрдость покрытий снижается (с исходных ~32 ГПа до ~22 ГПа для однослойного и с ~28 до ~18 ГПа для многослойного), одновременно уменьшается толщина слоя (на 15–20 %). При наиболее жёстких режимах (200 Дж/см², 200 мкс) на поверхности образуются микротрещины, что связано с термоциклическими напряжениями. По данным рентгеноструктурного анализа, исходные покрытия состоят преимущественно из нитрида титана (TiN) с незначительными следами AlN и (Ti,Al)N. После облучения наблюдается рост интенсивности пиков TiN, что объясняется либо разложением

алюминийсодержащих фаз, либо дополнительным азотированием из газовой атмосферы. Энергодисперсионный анализ подтверждает существенное снижение содержания алюминия (с 25–27 % до 0,6–2 %) и азота (с 35–39 % до 30–32 %) при одновременном увеличении доли титана (с 33–38 % до 59–61 %), что указывает на селективное испарение алюминия и азота в процессе электронно-пучкового нагрева. Морфологические исследования выявили, что при умеренных режимах поверхность становится более гладкой за счёт оплавления капельной фазы, но с ростом энергии появляются чешуйчатые отслоения, а при максимальных режимах – участки вскипания и коагуляции расплава с обнажением подложки. Трибологические испытания показали, что коэффициент трения всех образцов находится в диапазоне 0,6–0,7, при этом износостойкость однослойного покрытия несколько выше, чем многослойного. Решающие стойкостные испытания при точении показали, что наилучшие результаты достигнуты на однослойных покрытиях без облучения; обработка электронным пучком привела к снижению стойкости, а для многослойных образцов она оказалась сопоставима с непокрытыми пластинами.

Таким образом, комбинированная обработка (вакуумно-дуговое осаждение + импульсная электронно-пучковая модификация) действительно кардинально трансформирует структуру и фазовый состав покрытий TiAlN, однако при выбранных в работе режимах не позволяет повысить режущую способность инструмента. Полученные результаты указывают на необходимость смещения области параметров в сторону меньших плотностей энергии (менее 10 Дж/см²) и длительности импульсов, чтобы избежать нежелательного испарения алюминия и образования дефектов. Дальнейшие исследования должны быть направлены на поиск оптимальных окон обработки, обеспечивающих упрочнение покрытия без потери его функциональных характеристик.

Работа выполняется при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № FRRR-2026-0038).

Список литературы:

1. Мейснер, Л. Л. Особенности формирования и распределения фаз в поверхностных слоях TiNi после электронно-пучковых воздействий [Текст] / Л. Л. Мейснер, М. Г. Остапенко, А. И. Лотков, А. А. Нейман // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2015. – Т. 58. – № 5. – С. 77–84.
2. Гудимова, Е. Ю. Влияние электронно-пучковой обработки на топографию поверхности и физико-механические свойства никелида титана с покрытиями из тантала [Текст] / Е. Ю. Гудимова, Л. Л. Мейснер, А. А. Нейман // Перспективные материалы в технике и строительстве: ПМТС 2015: Материалы II Всероссийской научной конференции молодых ученых с международным участием, Томск, 06–09 октября 2015 года / Томский государственный архитектурно-строительный университет. – Томск: Томский государственный архитектурно-строительный университет, 2015. – С. 91–94.
3. Devyatkov, V. N. Generation and propagation of high-current low-energy electron beams / V. N. Devyatkov, N. N. Koval, P. M. Schanin, V. P. Grigoryev, T. V. Koval // Laser and Particle Beams. – 2003. – Vol. 21, No. 2. – P. 243–248. – DOI 10.1017/S026303460321212X.
4. Григорьев, С. В. Электронно-пучковая установка “СОЛЮ-М” для модификации поверхности металлических и металлокерамических материалов / С. В. Григорьев, В. Н. Девятков, А. В. Миков, П. В. Москвин, А. Д. Тересов // Известия вузов. Физика. – 2014. – Т. 57, № 11–3. – С. 58–62.
5. Шин, В. И. Широтная и амплитудная модуляция тока пучка для управления его мощностью в течение импульса субмиллисекундной длительности / В. И. Шин, М. С. Воробьев, П. В. Москвин, В. Н. Девятков, В. В. Яковлев, Н. Н. Коваль, М. С. Торба, Р. А. Картавцов, С. А. Воробьев // Известия вузов. Физика. – 2022. – Т. 65, № 11(780). – С. 176–184. – DOI 10.17223/00213411/65/11/176.
6. Uglov, V. V. Structure, phase composition and mechanical properties of hard alloy treated by intense pulsed electron beams [Text] / V. V. Uglov, A. K. Kuleshov, E. A. Soldatenko, N. N. Koval, Yu. F. Ivanov, A. D. Teresov // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 206. – Issues 11–12. – P. 2972–2976.
7. Иванов, Ю. Ф. Наноструктурирование поверхности силумина эвтектидного состава электронно-ионно-плазменными методами [Текст] / Ю. Ф. Иванов, Е. А. Петрикова, А. Д. Тересов, П. В. Москвин, Е. А. Будовских, Н. Н. Коваль, Н. В. Бирик, Н. Н. Черенда, В. В. Углов // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2013. – Т. 56. – № 1–2. – С. 98–102.

**О ЛОКАЛИЗАЦИИ ЭНЕРГИИ В КВАДРАТНОЙ РЕШЕТКЕ β -ФПУЦ ПРИ
СТОЛКНОВЕНИИ ДВИЖУЩИХСЯ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ**

Наумова Д.М., Наумов Е.К., Дмитриев С.В.

ИФМК УФИЦ РАН, г. Уфа, Российская Федерация

naumova.darya.m@gmail.com

Данная работа является продолжением работы [1] и методика моделирования процессов полностью совпадает с представленной в этой работе. Отметим работы [1–5], где методом молекулярной динамики и теоретико-группового анализа изучаются условия существования различных типов дискретных бризеров в ОЦК-решётке дальнедействующими межчастичными взаимодействиями и обсуждается вопрос выбора потенциала, что концептуально близко к рассматриваемой в работе проблеме локализации энергии в дискретных нелинейных решётках.

Цель проведенной работы заключается в изучении сталкивающихся движущихся ДБ в

квадратной решетке с дальнедействующим потенциалом β -ФПУЦ. Задачами же такого исследования являются:

1. Описание различных сценариев столкновения движущихся ДБ. В ходе проведенного исследования рассматривались различные сценарии столкновения движущихся ДБ, испускаемых от двух разных пар колеблющихся атомов, находящихся в одном плотноупакованном ряду решетки на некотором расстоянии друг от друга, а также со смещением колеблющихся пар в соседние атомные ряды.

2. Расчёт максимальной энергии решетки в момент столкновения ДБ, испускаемых двумя парами колеблющихся атомов, находящихся в одном плотноупакованном ряду решетки на некотором расстоянии друг от друга.

Результаты исследования приведены ниже:

1. Описаны основные сценарии столкновения движущихся ДБ. Исходя из анализа таких сценариев можно заключить, что результатом столкновения движущихся ДБ является образование ДБ новых симметрий ранее не наблюдавшихся в рассмотренной модели. Так же необходимо отметить влияние малоамплитудных волн, исходящих от колеблющейся пары, которые со временем начинают оказывать действие на другие колеблющиеся пары. Результатом такого влияния является потеря симметрии испускающихся ДБ, как относительно самой пары колеблющихся атомов, так и относительно других пар.

2. Проведен расчёт максимальной энергии решетки в момент столкновения ДБ, испускаемых двумя парами колеблющихся атомов, находящихся в одном плотноупакованном ряду решетки на расстоянии 20 межатомных расстояний друг от друга. При проведении такого расчета удалось показать, что взаимодействующие ДБ повышают максимальную энергию атомов в системе в зоне их столкновения. Напомним, что расчет проведен на базе модели с дальнедействующим потенциалом β -ФПУЦ. Таким образом, исходя из представленных нами сценариев столкновения движущихся ДБ и на основе утверждения о том, что ДБ повышают максимальную энергию атомов в системе в зоне их столкновения, заключаем, что в дальнейших работах необходимо провести рассмотрение сценариев столкновения движущихся ДБ от пары колеблющихся атомов на базе модели с дальнедействующим потенциалом Морзе. Результатом столкновения ДБ в решетке Морзе может стать появление дефектов решетки, например, пар Френкеля – вакансии-междоузлия.

Список литературы:

1. Bebikhov Y.V., Naumov E.K., Semenova M.N., Dmitriev S.V. Discrete breathers in a

β FPUT square lattice from in-band external driving // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. – 2024. – vol. 132. – p. 107897.

2. Bebikhov Yu.V., Semenova M.N., Ryabov D.S., Ksion D. On the Possibility of Existence of Discrete Breathers of Various Types in a LongAction BCC Lattice // Materials. Technologies. Design. – 2024. – Vol. 6. – No. 4. – Pp. 41.

3. Semenova M.N., Bebikhov Yu.V., Yakushev I.A., Semenov A.S. Development of a Program for Selecting the Interaction Potential of Particles in the Crystal Lattice of Metals // Materials. Technologies. Design. – 2024. – Vol. 6. – Pp. 99.

4. Semenova M.N., Bebikhov Yu.V., Naumov E.K., Dmitriev S.V. Modeling of stationary and oscillating discrete breathers in a biatomic crystal of the CsCl type // Bulletin of the North-Eastern Federal University M.K. Ammosova. – 2025. – T. 22. – No. 4 (102). – Pp. 67-78.

5. Bebikhov Yu.V., Semyonova M.N., Abdullina D.U., Naumov E.K., Dmitriev S.V. Discrete breathers in a three-dimensional lattice with the Fermi-Pasta-Ulama-Tsingou potential // Bulletin of the North-Eastern Federal University M.K. Ammosova. – 2024. – T. 21. – No. 3. – Pp. 39-49.

**ЛАБОРАТОРНЫЙ СИНТЕЗ И ФАЗОВАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА
БЕЗВОДНОГО СУЛЬФАТА ЦИНКА****Никитина В.А., Ишумбаева О.Д. Шаяхметов У.Ш., Ахметшин Б.С.***Уфимский университет науки и технологий*

vikanikitina4378@gmail.ru

Сульфат цинка (ZnSO_4) - стратегически важный реагент для гальваники, текстильной промышленности, агрохимии и медицины. Особый интерес вызывает синтез высокочистого продукта из вторичного сырья [1].

В литературе описаны методы получения моногидрата из отходов (75-99% Zn). Один из подходов предполагает растворение сырья в 95% H_2SO_4 при 80–100 °С с последующей очисткой пероксидом и цинковой пылью [2]. Другая технология использует 25% кислоту и предварительное суспензирование сырья, где фазовый состав контролируется рентгенофазовым анализом (РФА) [3]. В отличие от этих методов, данная работа направлена на разработку упрощенного лабораторного синтеза именно безводной формы ZnSO_4 с минимальными стадиями очистки [4].

Синтез проводили реакцией 3,0 г ZnO с 30 мл 10-20 % H_2SO_4 . Экзотермический процесс обеспечил саморазогрев смеси до 60-70 °С, что гарантировало полное растворение оксида. После фильтрации механических примесей фильтрат упаривали на песчаной бане (80-100 °С) до сухого остатка. Хотя при данных температурах преимущественно образуется моногидрат, остаточная влага требовала удаления.

Для получения безводной соли осадок прокаливали над пламенем спиртовки при 250–300 °С (1-2 ч). Поскольку полная дегидратация происходит выше 238 °С, данный режим обеспечил переход вещества в рассыпчатое состояние. Итоговый продукт - белый мелкокристаллический порошок.

РФА подтвердил фазовую чистоту: дифрактограмма содержит только пики безводного ZnSO_4 (основной рефлекс $2\theta \approx 26^\circ$, плоскость 002, база JCPDS/ICDD). Отсутствие сигналов гидратов или оксидных примесей свидетельствует об эффективности предложенного метода.

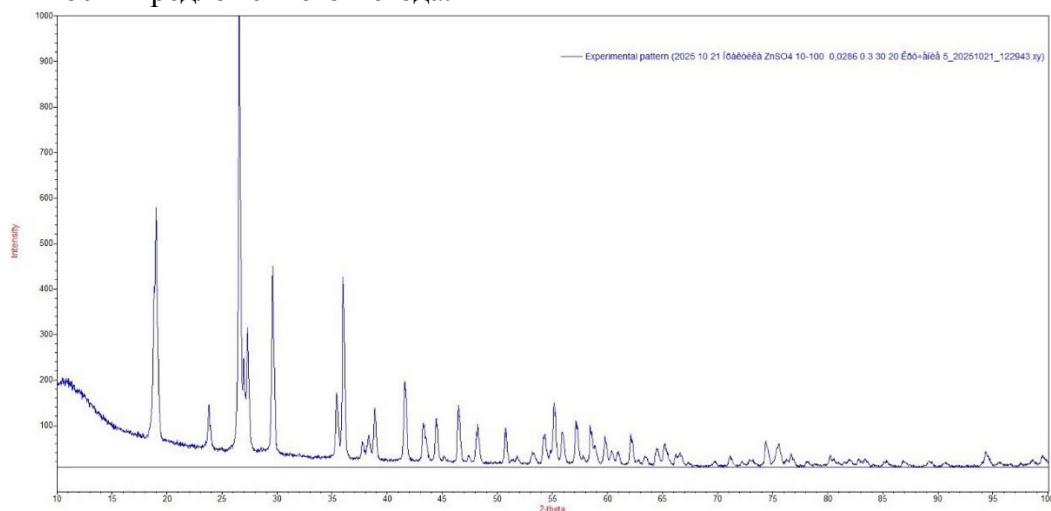


Рисунок 1. Дифрактограмма продукта синтеза, идентифицированного как чистый безводный ZnSO_4 методом РФА

Предложенная методика отличается простотой и воспроизводимостью. Использование чистого оксида цинка исключает необходимость сложных стадий очистки от тяжелых металлов, требуемых при переработке отходов [1, 2]. Прямая термическая

обработка при 250-300°C позволяет эффективно получить безводную форму, что подтверждено рентгенофазовым анализом. Данный подход может быть рекомендован для лабораторных целей и учебных исследований, где требуется получение эталонных образцов сульфатов [5].

Список литературы:

1. Мифтахова З. М. Получение моногидрата сульфата цинка в лабораторных условиях из отходов, содержащих оксид цинка или цинк // Международный журнал Наука Плюс. 2021. № 3. С. 14–19.
2. Ермуханова С. Т., Хацринов А. И., Сулейманова А. З., Водопьянова С. В. Технология получения моногидрата сульфата цинка // Вестник Технологического университета. 2024. Т. 27, № 5. С. 87–90.
3. Массалимов И.А., Ахметшин Б.С., Ханова А.Д., Хисматуллин И.Ф., Буркитбаев М.М., Уракаев Ф.Х. Формирование наноразмерных покрытий из наночастиц серы на поверхностях различной природы 1
4. Массалимов И.А., Ахметшин Б.С., Хусаинов А.Н. Структурные и термодинамические характеристики механически обработанной серы // Бутлеровские сообщения. 2017. Т. 50. № 6. С. 56-60.
5. Массалимов И. А., Ахметшин Б. С., Мустафакулов Ш. С., Массалимов Б. И., Мустафин А. Г. Синтез наночастиц сульфата кальция с использованием полисульфида кальция // Бутлеровские сообщения. 2025. Т. 82, № 4. С. 24–35.

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА
КОМПОЗИТОВ НА БАЗЕ ПИРОФИЛЛИТОВОГО СЫРЬЯ И ФОСФАТНЫХ
СВЯЗУЮЩИХ****Никитина В.А., Ишумбаева О.Д. Шаяхметов У.Ш., Ахметшин Б.С.***Уфимский университет науки и технологий*

vikanikitina4378@gmail.ru

Актуальной задачей современного материаловедения выступает создание конструкционных и огнеупорных керамик, сочетающих термо- и морозостойкость с минимальным термическим расширением и достаточной механической прочностью. Инновационным подходом к решению этой проблемы является применение фосфатных связующих, обеспечивающих формирование изделий без обязательного высокотемпературного обжига. В качестве наполнителя перспективным компонентом выступает пирофиллитовое сырье месторождения Куль-Юрт-Тау, отличающееся химической устойчивостью, минимальным содержанием щелочных и окрашивающих оксидов, а также объемной стабильностью при термическом воздействии. Комбинация данного сырья с корундовым наполнителем позволяет получать материалы для высокотемпературных агрегатов, строительных конструкций и электроизоляционных систем [1].

Исследование было направлено на изучение физико-химических механизмов формирования керамических композитов из пирофиллитового и корундового сырья с фосфатными связующими, а также на определение их эксплуатационных параметров.

Анализ композиционных материалов на основе корунда и пирофиллита с фосфатным связующим выявил их высокую устойчивость к термическим ударам и циклическому замораживанию. Материалы сохраняют низкий коэффициент термического расширения, а их прочность после термообработки достигает 50 МПа [2]. Исследование высокотемпературной ползучести показало зависимость деформации от температурных и нагрузочных параметров. Применение зернистого наполнителя обеспечивает снижение скорости ползучести на один-два порядка. Композиты на основе сырья Куль-Юрт-Тау демонстрируют работоспособность при температурах до 1300 °С с минимальной усадкой [4].

Экспериментальная база включала пирофиллитовое сырье месторождения Куль-Юрт-Тау (КПФС) в виде тонкомолотого порошка и зернистого наполнителя до 3 мм. Зернистую фракцию получали дроблением кварц-пирофиллитовых сланцев после обжига при 1200 °С. Связующими компонентами служили ортофосфорная кислота (H_3PO_4) и алюмохромфосфатное связующее (АХФС). Дополнительные эксперименты проводили с введением электрокорунда фракций 0,2-0,3 мм и 1,5-2 мм [2].

Оптимизацию составов осуществляли для получения полусухой или пластичной формовочной массы. Соотношение твердой и жидкой фаз варьировали от 2:1 до 7,3:1 с учетом типа связующего. Формование образцов выполняли прессованием при давлении 20 МПа или трамбованием. Термообработку проводили при температурах 100-1450 °С со скоростью нагрева 0,2-5 °С/мин и выдержкой 1 час при максимальной температуре [3].

Фазовый состав определяли рентгенофазовым анализом (РФА) на дифрактометрах D8 ADVANCE (Bruker) и ДРОН-4. Параметры съемки: диапазон углов 2θ от 3° до 65°, шаг сканирования 0,05°, экспозиция 1-3 секунды на точку. Пробы готовили прессованием в кварцевые кюветы. Обработку данных выполняли программой EVA с использованием базы PDF-2 (ICDD). Исследовали исходные смеси и образцы после нагрева до 600, 900, 1140 и 1450 °С для анализа фазовых превращений [3].

Результаты показали, что композиты на основе пирофиллита Куль-Юрт-Тау и фосфатных связующих формируют структуру с высокими физико-механическими характеристиками. Оптимальные параметры достигаются при содержании связующего 25 мас.% и соотношении твердой фазы к жидкой 7,3:1 [4].

Рентгенографический анализ выявил последовательность фазообразования. При 600 °С образуется метафосфат алюминия $\text{Al}(\text{PO}_3)_3$. Температура 900 °С способствует формированию ортофосфата алюминия AlPO_4 и α -кristобалита SiO_2 . При 1450 °С фиксируется пирофосфат кремния $\text{Si}_2\text{P}_2\text{O}_7$. Часть продуктов реакции сохраняет рентгеноаморфное состояние даже после максимального обжига [4].

Разработанные материалы характеризуются низким коэффициентом линейного термического расширения и термостойкостью не менее 50 циклов (800 °С с водяным охлаждением). Высокая морозостойкость сочетается с усадкой до 0,5% при обжиге до 1200 °С. Ползучесть при 1250 °С и нагрузке 0,8 МПа не превышает 1% за 12 часов. Зернистый наполнитель существенно повышает деформационную стойкость, снижая скорость ползучести на порядки [3].

Промышленные испытания разработанных составов подтвердили работоспособность изготовленных огнеупорных и электроизоляционных изделий (горелочных блоков, футеровочных элементов, втулок, трубок) при температурах до 1300 °С, что обосновывает их практическое применение [2].

Список литературы:

1. Уракаев Ф.Х., Массалимов И.А., Ахметшин Б.С., Массалимов Б.И., Хусаинов А.Н., Самсонов М.Р., Мустафокулов Ш.С. Механизм и кинетика роста наночастиц серы и сульфатов щелочноземельных металлов при их соосаждении из истинных полисульфидных растворов // Журнал физической химии. 2025. Т. 99. № 4. С. 620–635.
2. Мурзакова А.Р., Шаяхметов У.Ш., Юмабаев Ю.С., Шаяхметов Р.У. Композиционные материалы на основе корундового и пирофиллитового сырья // Перспективные материалы. 2012. № 3. С. 81–86.
3. Мурзакова А.Р., Шаяхметов У.Ш., Бакунов В.С. Исследование высокотемпературной ползучести композиционных материалов на основе пирофиллитового сырья // Огнеупоры и техническая керамика. 2011. № 7–8. С. 38–42.
4. Мурзакова А.Р., Шаяхметов У.Ш., Бакунов В.С. Композиционные материалы из пирофиллитового сырья месторождения Куль-Юрт-Тау // Огнеупоры и техническая керамика. 2011. № 3. С. 36–40.

**ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ КВАРЦ-ПИРОФИЛЛИТОВЫХ
КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ТЕРМИЧЕСКИЙ КОЭФФИЦИЕНТ
ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПОЛЗУЧЕСТЬ****Никитина В.А., Ишумбаева О.Д., Фаздалова И.Р., Ахметшин Б.С.***Уфимский университет науки и технологий*

vikanikitina4378@gmail.ru

Термический коэффициент линейного расширения (ТКЛР) является критическим теплофизическим параметром, определяющим стабильность силикатных и керамических материалов при температурных воздействиях. Диспропорция ТКЛР между компонентами композита инициирует микротрещинообразование и снижение прочности, что делает актуальным исследование зависимости этого показателя от фазового состава и природы связующего. Предыдущие работы подтвердили высокую термо- и морозостойкость, а также прочность до 50 МПа композиций на основе корунда и пиррофиллита с фосфатным связующим, рекомендованных для эксплуатации до 1350 градусов Цельсия [1]. Дополнительно установлена термомеханическая совместимость керамики на базе аморфного диоксида кремния с кварцевым стеклом при ТКЛР $0,6-1,1 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ [1].

Исследование высокотемпературной ползучести композитов из сырья месторождения Куль-Юрт-Тау с ортофосфорной кислотой и алюмохромфосфатным связующим (АХФС) выявило зависимость деформации от температуры, нагрузки и типа матрицы. Основными механизмами ползучести признаны межзеренное проскальзывание и диффузионно-вязкое течение [2]. Анализ структурообразования позволил охарактеризовать специфику твердения и фазовых трансформаций при нагреве [3].

Экспериментальная часть базировалась на использовании пиррофиллитового сырья ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$) с примесями каолинита и диаспора. В качестве связующих применялись H_3PO_4 и АХФС. Структура формировалась за счет тонкомолотых порошков ($< 1 \text{ мкм}$) и зернистого наполнителя фракцией до 3 мм (обоженный пиррофиллит, кварц-пиррофиллитовая смесь). Образцы прессовались и подвергались термообработке в диапазоне 210–1400 градусов Цельсия [2]. ТКЛР определялся на dilatометре ДКВ (20–1000 градусов Цельсия), фазовый состав — методами рентгенофазового анализа на дифрактометрах D8 ADVANCE и ДРОН-4, микроструктура изучалась оптической микроскопией. Испытания на ползучесть проводились при одноосном сжатии (0,2–0,8 МПа, 1150–1450 градусов Цельсия) [4].

Установлено, что композиты на основе пиррофиллитового сырья и фосфатных связующих обеспечивают прочность при сжатии до 50 МПа после обработки при 1100–1200 градусах Цельсия. Оптимальные характеристики достигаются при содержании связующего 25 массовых процентов и соотношении «твердое: жидкое» 7,3:1 [1]. Рентгенографический анализ зафиксировал последовательное образование метафосфатов алюминия при 600 градусах Цельсия, ортофосфата алюминия и α -кристобалита при 900 градусах Цельсия, а также пиррофосфата кремния при 1450 градусах Цельсия. Значительная часть матрицы остается рентгеноаморфной даже после высокотемпературного обжига [2].

Материалы демонстрируют низкий ТКЛР, термостойкость не менее 50 циклов (800 градусов Цельсия → вода) и усадку при обжиге до 1200 градусов Цельсия не более 0,5%. Деформация ползучести при 1250 градусах Цельсия и нагрузке 0,8 МПа не превышает 1% за 12 часов. Введение зернистого наполнителя снижает скорость ползучести на один-два порядка величины, повышая деформационную стойкость [2]. Разработанные составы успешно применены для изготовления горелочных блоков, элементов футеровки и

трубок, прошедших промышленные испытания для работы при температурах до 1300 градусов Цельсия.

Список литературы:

1. Подшибякина Е.Ю., Новиков А.И., Черкашин А.А., Медушевский Д.С., Суханова О.А. Исследование теплофизических свойств керамических материалов на основе оксида кремния // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. 2017. Т. 2. С. 30–32.
2. Мурзакова А.Р., Шаяхметов У.Ш., Юмабаев Ю.С., Шаяхметов Р.У. Композиционные материалы на основе корундового и пиррофиллитового сырья // Перспективные материалы. 2012. № 3. С. 81-86.
3. Мурзакова А.Р., Шаяхметов У.Ш., Бакунов В.С. Исследование высокотемпературной ползучести композиционных материалов на основе пиррофиллитового сырья // Огнеупоры и техническая керамика. 2011. № 7-8. С. 38-42.
4. Уракаев Ф.Х., Массалимов И.А., Ахметшин Б.С., Массалимов Б.И., Хусаинов А.Н., Самсонов М.Р., Мустафокулов Ш.С. Механизм и кинетика роста наночастиц серы и сульфатов щелочноземельных металлов при их соосаждении из истинных полисульфидных растворов // Журнал физической химии. 2025. Т. 99. № 4. С. 620-635.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ БИНАРНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$, СИНТЕЗИРОВАННОЙ ЗОЛЬ-ГЕЛЕВЫМ МЕТОДОМ

Никитина В.А., Ишумбаева О.Д., Фаздалова И.Р., Ахметшин Б.С.

Уфимский университет науки и технологий

vikanikitina4378@gmail.ru

Бинарные оксидные композиции на основе диоксида кремния и оксида алюминия представляют значительный интерес для современного материаловедения благодаря уникальному сочетанию механических, термических и диэлектрических свойств [1]. Ключевым фактором определения эксплуатационных параметров таких систем является их наноструктурное состояние, требующее детального инструментального анализа.

Получение двухкомпонентного порошка осуществлялось золь-гель методом с использованием нонагидрата нитрата алюминия $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ и тетраэтоксисилана $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$. Гидролиз прекурсоров проводился в смеси этанола и воды с последующим осаждением аммиаком до $\text{pH} \approx 9$. Сформированный гель подвергся старению при комнатной температуре, фильтрации, промывке и сушке при 80°C . Завершающим этапом стала термообработка при 800°C в течение двух часов со скоростью нагрева $5^\circ\text{C}/\text{мин}$ для кристаллизации материала и удаления органических примесей [2].

Структурная характеристика выполнялась методом рентгенофазового анализа на дифрактометре с $\text{Cu-K}\alpha$ излучением [3]. Интерпретация данных базировалась на сравнении с эталонными базами.

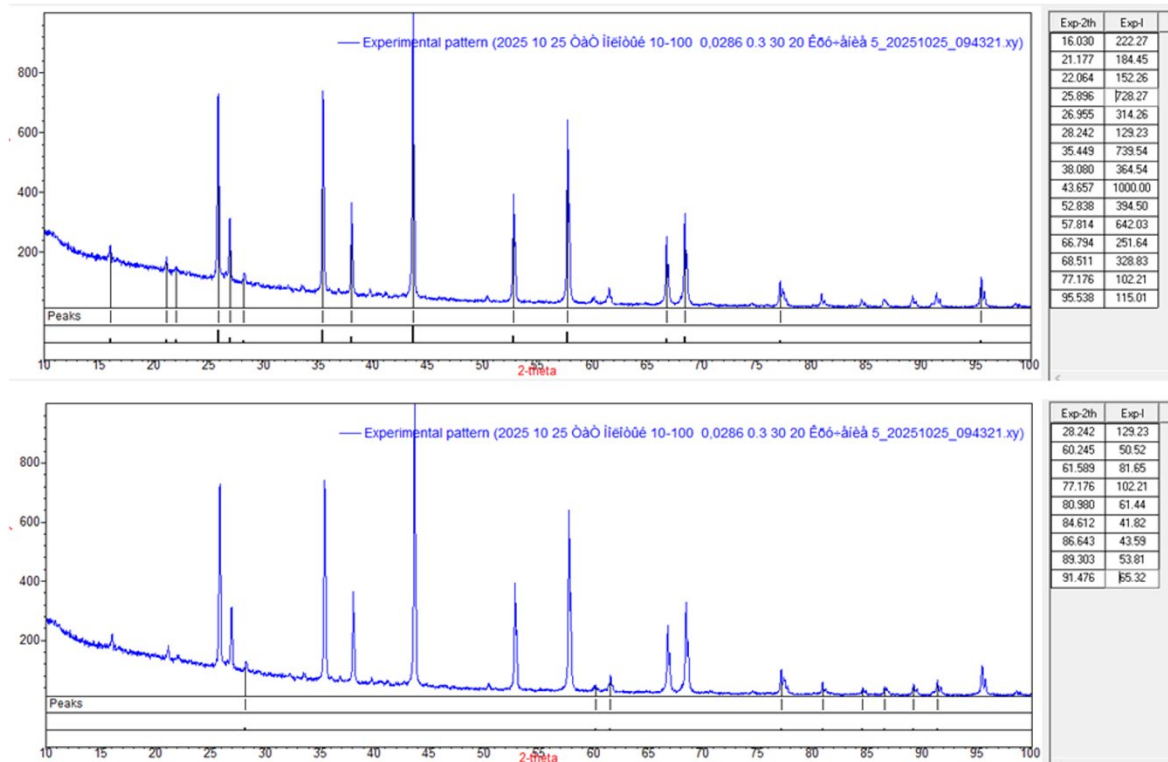


Рисунок 1 – Дифрактограммы синтезированного двухкомпонентного порошка системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$

Дифрактограмма оксида алюминия демонстрирует рефлексы, соответствующие тригональной сингонии корунда ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$). Параметры элементарной ячейки составили $a = 4.758 \pm 0.008 \text{ \AA}$ и $c = 12.989 \pm 0.02 \text{ \AA}$, что согласуется с литературными данными и подтверждает высокую степень кристалличности [4]. Для диоксида кремния также

установлена тригональная структура α -кварца с параметрами $a = 4.912 \text{ \AA}$ и $c = 5.404 \text{ \AA}$. Анизотропия интенсивности пиков свидетельствует о формировании текстуры порошка.

Расчет размеров кристаллитов по методу Шеррера показал значения $16.4 \pm 1.8 \text{ нм}$ для Al_2O_3 и $15.8 \pm 2.3 \text{ нм}$ для SiO_2 , подтверждая нанокристаллический характер материала [5]. Малый размер структурных элементов предопределяет высокую долю поверхностных атомов, влияющую на реакционную способность системы. Плотность компонентов составляет $3.98\text{--}4.01 \text{ г/см}^3$ для оксида алюминия и 2.65 г/см^3 для диоксида кремния при твердости 9 и 7 по шкале Мооса соответственно [6].

Оценка микронапряжений методом Уильямсона-Холла выявила неоднородности в структуре [7]. Для Al_2O_3 относительные микронапряжения составляют $\varepsilon \approx 0.3\text{--}0.7\%$, тогда как для SiO_2 наблюдается существенное уширение пиков, указывающее на частичную аморфизацию поверхностных слоев. Возникновение напряжений обусловлено различием коэффициентов термического расширения: $8.1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для Al_2O_3 и $12.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для SiO_2 . При охлаждении диоксид кремния испытывает сжимающие напряжения со стороны матрицы оксида алюминия, что приводит к локальным искажениям решетки.

Разработанный метод синтеза позволяет получать материал с заданным фазовым составом и управляемыми размерами структурных элементов. Наноразмерные кристаллиты обеспечивают высокую удельную поверхность, что перспективно для катализа, сенсорики и создания высокопрочной керамики. Дальнейшие исследования направлены на оптимизацию режимов обработки для минимизации внутренних напряжений и улучшения механических свойств композита.

Список литературы:

1. Иванов, И. И. Методы синтеза нанокристаллических материалов / И. И. Иванов // Нанотехнологии. - 2024. - № 1. - С. 12-25.
2. Петров, А. А. Рентгенофазовый анализ в материаловедении / А. А. Петров. - М.: Наука, 2024. - 245 с.
3. Сидоров, В. В. Физические свойства оксидных систем / В. В. Сидоров. - СПб.: Политехника, 2024. 312 с.
4. Шаяхметов, У. Ш. Особенности формирования структуры оксидных наноматериалов / У. Ш. Шаяхметов // Физика и химия материалов. -2023. - № 4. - С. 45-58.
5. Смирнов, А. В. Наноструктурные материалы: синтез и свойства / А. В. Смирнов. - М.: Физматлит, 2023. - 289 с.
6. Кузнецов, Н. Н. Физико-химические свойства оксидов / Н. Н. Кузнецов.- СПб.: Политехника, 2024. - 312 с.
7. Васильев, С. В. Методы исследования микронапряжений в кристаллах / С. В. Васильев. - М.: Наука, 2024. -198 с.

**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
В КВАРЦ-ПИРОФИЛЛИТОВЫХ КОМПОЗИТАХ С ФОСФАТНЫМ
СВЯЗУЮЩИМ****Никитина В.А., Ишумбаева О.Д., Фаздалова И.Р., Ахметшин Б.С.***Уфимский университет науки и технологий*

vikanikitina4378@gmail.ru

Исследование посвящено детальному анализу взаимосвязи между фазовым составом микроструктурой и термомеханическими характеристиками кварц-пирофиллитовых керамических композитов. Ключевыми объектами изучения выступали термический коэффициент линейного расширения (ТКЛР) и сопротивление материала высокотемпературной ползучести. Установлено что материалы на базе пирофиллитового сырья демонстрируют аномально низкое тепловое расширение в диапазоне $0,6-1,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Эта особенность обеспечивает исключительную термо- и морозостойкость изделий. Предел прочности при сжатии достигает 50 МПа после термообработки а деформация при длительной нагрузке 0,8 МПа и температуре 1250 °С не превышает критического значения в 1% [1].

Актуальность изучения ТКЛР обусловлена необходимостью предотвращения микротрещинообразования возникающего из-за рассогласования коэффициентов расширения связующей матрицы и наполнителя. Особое внимание в работе уделяется обеспечению совместимости таких композитов с кварцевым стеклом которое часто используется в качестве конструкционного аналога. Ранее показано что керамика на основе аморфного диоксида кремния обладает теплопроводностью около 1 Вт/(м·К) в широком температурном интервале и подтвержденной термомеханической совместимостью с кварцем что делает ее перспективной для создания герметичных узлов [2].

Механизмы деградации структуры при высоких температурах включают диффузионно-вязкое течение межзеренных границ и проскальзывание отдельных зерен под действием механических напряжений. Введение дисперсного зернистого наполнителя позволяет снизить скорость ползучести на один-два порядка за счет эффективной блокировки подвижности структурных элементов и перераспределения внутренних напряжений [3]. Формирование защитных наноразмерных покрытий и модификация поверхности частиц также существенно влияют на устойчивость материала к термическим нагрузкам. Эти процессы коррелируют с данными по синтезу наночастиц серы и сульфатов где показано что контроль кинетики роста частиц позволяет управлять прочностью межфазных контактов [4]. Технологии пропитки пористых структур полисульфидными растворами демонстрируют высокий потенциал для улучшения эксплуатационных свойств композитов через глубокое заполнение дефектов структуры и создание дополнительного армирующего каркаса [5].

Экспериментальная база исследования включала использование сырья месторождения Куль-Юрт-Тау которое содержит пирофиллит каолинит диаспор и серицит. В качестве химических связующих применяли техническую ортофосфорную кислоту и алюмохромфосфатный состав. Образцы формовали методом прессования и подвергали ступенчатой термообработке в интервале 210–1400 °С. ТКЛР измеряли дилатометрически в вертикальном кварцевом дилатометре до 1000 °С со скоростью нагрева 3–4 °С/мин. Фазовые превращения контролировали методом рентгенофазового анализа на дифрактометрах D8 ADVANCE и ДРОН-4 в диапазоне углов 2θ от 3° до 65°.

Рентгенография выявила последовательное образование метафосфатов алюминия при нагреве до 600 °С формирование ортофосфата алюминия и α -кристобалита при 900

°С а также синтез пирофосфата кремния при достижении 1450 °С. Значительная часть связующей матрицы оставалась рентгеноаморфной даже после максимального прогрева что указывает на сложную структуру стеклофазы. Оптимальные физико-механические свойства достигались при содержании связующего 25 мас.% и соотношении твердой и жидкой фаз 7,3:1. Изготовленные из разработанных составов огнеупорные и электроизоляционные изделия прошли успешные промышленные испытания и рекомендованы для эксплуатации в агрессивных средах при температурах до 1300 °С.

Список литературы:

1. Мурзакова А.Р. Шаяхметов У.Ш. Юмабаев Ю.С. Шаяхметов Р.У. Композиционные материалы на основе корундового и пирофиллитового сырья // Перспективные материалы. 2012. № 3. С. 81-86.
2. Подшибякина Е.Ю. Новиков А.И. Черкашин А.А. Медушевский Д.С. Суханова О.А. Исследование теплофизических свойств керамических материалов на основе оксида кремния // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. 2017. Т. 2. С. 30–32.
3. Мурзакова А.Р. Шаяхметов У.Ш. Бакунов В.С. Исследование высокотемпературной ползучести композиционных материалов на основе пирофиллитового сырья // Огнеупоры и техническая керамика. 2014. С. 38-42.
4. Уракаев Ф.Х. Массалимов И.А. Ахметшин Б.С. Массалимов Б.И. Хусаинов А.Н. Самсонов М.Р. Мустафокулов Ш.С. Механизм и кинетика роста наночастиц серы и сульфатов щелочноземельных металлов при их соосаждении из истинных полисульфидных растворов // Журнал физической химии. 2025. Т. 99. № 4. С. 620-635.
5. Массалимов И.А. Ахметшин Б.С. Ханова А.Д. Хисматуллин И.Ф. Буркитбаев М.М. Уракаев Ф.Х. Формирование наноразмерных покрытий из наночастиц серы на поверхностях различной природы // Нанотехнологии в строительстве. 2020. Т. 12. № 2. С. 77-83.

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА
СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-2Zn-2Ga**
**Никитина М.А.¹, Гайсина А.А.¹, Кулясова О.Б.¹, Боткин А.В.¹, Баженов В.Е.²,
Комиссаров А.А.², Валиев Р.З.¹**

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия

nik.marina.al@gmail.com

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что магниевые сплавы могут стать альтернативой неразлагаемым металлическим имплантатам в ортопедии, челюстно-лицевой хирургии, нейрохирургии, сердечно сосудистой хирургии. Магний привлекателен за счет своих свойств – высокой удельной прочности, плотности близкой к человеческой кости, однако в чистом виде прочность магния не достаточная. В этой связи легирование значительно позволяет повысить прочностные характеристики. Так легирование РЗЭ Ga 1-3% в сплавы Mg-Zn и Mg-Al позволяет увеличить предел прочности сплава на 15 – 25% за счет образования с магнием интерметаллидных соединений Mg_5Ga_2 и Mg_2Ga , галлий также влияет и на процесс кристаллизации, уменьшая размер зерна в 2–5 раз [1]. В то же время известно, что равноканально угловое прессование (РКУП) оказывает значительное влияние на микроструктуру сплава Mg-2Zn-2Ga, вызывая измельчение зерна, формирование субзеренной структуры с высокой плотностью дислокаций и более равномерное распределение вторичных фаз ($MgZn_2$, Mg_5Ga_2). В результате механические свойства сплава существенно улучшаются: предел прочности увеличивается на 30 – 50% (до 300 – 350 МПа), относительное удлинение возрастает за счет подавления хрупкости, а также повышается усталостная долговечность благодаря однородной мелкозернистой структуре [2]. В данной работе впервые проведены исследования влияния комбинированной обработки, включающей в себя интенсивную пластическую деформацию (ИПД) методом (РКУП) и экструзию на биорезорбируемый магниевый сплав Mg-2Zn-2Ga. Исследована структура и механические свойства при растяжении сплава в различных состояниях. Структура сплава в форме длинномерных прутков после предложенной комбинированной ИПД обработки характеризуется бимодальным распределением зерен по размерам с пиками на 0,5-1 мкм и 4,5-5 мкм, что меньше среднего размера зерен в исходном состоянии на порядок. Полученная структура после комбинированной обработки обеспечила также повышение механических свойств. Предел временного сопротивления до разрушения увеличился на 15 % и составил 370 МПа по сравнению с исходным состоянием (325 МПа – Уникальная обработка МИСиС) при сохранении пластичности 13%. Скорость коррозии после комбинированной обработки, исследованная по методике выделения водорода, составила около 0,2 мм/год. Обсуждаются физическая природа данных свойств и применение комбинированной ИПД обработки для изготовления биорезорбируемых медицинских имплантатов.

Список литературы:

1. V. Bazhenov, A. Li, S.Tavolzhanskii., et al.// Materials. 2022. V. 15. № 19. С. 6849.
2. X. Zhang, Y. Li, J.Wang et al. // Journal of Materials Science & Technology. 2022. V. 108. P. 1–12.

**МАГНЕТРОННОЕ РАСПЫЛЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МИШЕНЕЙ
СИСТЕМЫ Ti-AL-Nb-MO****Николаев А.А., Рамазанов К.Н., Маслов А.А.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

Nikolaev.aa@ugatu.su

Сплавы на основе интерметаллидов системы TiAl продолжают привлекать внимание промышленности благодаря своему сочетанию низкой плотности и хороших механических характеристик. Высокие удельная прочность и модуль упругости позволяют применять эти сплавы в производстве турбореактивных двигателей, стационарных турбин, а также для производства роторов турбокомпрессоров в автомобильной промышленности. Однако для применения таких сплавов в среде с повышенной температурой требуется дополнительная защита от высокотемпературной коррозии. Самый перспективный подход к повышению жаростойкости алюминидов титана заключается в нанесение защитных покрытий, которые позволяют сформировать необходимые защитные свойства поверхности. В связи с этим целью данной работы было нанесение и исследование структурно-фазового состава и физико-механических свойств защитных покрытий, полученных методом магнетронного напыления материалами на основе TiAl(Nb,Mo)B.

В работе проведены экспериментальные исследования структуры, фазового состава, механических (нанотвердость, модуль упругости и адгезионная прочность) и эксплуатационных (жаростойкость и износостойкость) свойств покрытий в зависимости от исходного состава мишени (в работе используется обозначение мишень 157 и 161). В результате исследования было установлено, что технология нанесения защитных покрытий методом магнетронного напыления при использовании композиционных мишеней, изготовленных методом свободного СВС-сжатия, из материалов на основе системы Ti-Al-Nb-Mo позволяет получать интерметаллидные покрытия с разной структурой и свойствами в зависимости от состава мишени. Покрытие с мишени №157 имеет квазиаморфную структуру, которая характеризуется аморфным гало на дифрактограмме с центром массы, соответствующим главному рефлексу фазы γ -TiAl с некоторым сдвигом. Фазовый состав покрытия с мишени №161 представлен интерметаллидами γ -TiAl и TiAl₂, а также титаном. Твердость покрытия с мишени №157 составляет 9,25 ГПа, модуль упругости составляет 210,25 ГПа, твердость покрытия с мишени №161 составляет 11,16, модуль упругости составляет 237,08 ГПа. Анализ жаростойкости образцов показал существенные различия между покрытиями. Покрытие с мишени №157 продемонстрировало минимальный прирост массы после 50 часов выдержки, в то время как покрытие с мишени №161 окислялось намного более интенсивно. Морфология поверхности образцов существенно различается, однако в обоих случаях возникающие дефекты (поры, участки “микровзрывов” и т.д.) связаны с примесями в мишени их неоднородным распределением. Можно заключить, что рассмотренные покрытия имеют определенные перспективы для повышения жаростойкости интерметаллидных TiAl сплавов, однако для успешного решения этой задачи необходима доработка мишеней и технологии осаждения покрытий.

Исследование выполнено при финансовой поддержке государственного задания № FRRR-2026-0005 «Исследование новых материалов покрытий, полученных методом ассистированного вакуумно-дугового осаждения, для упрочнения металлорежущих инструментов из твердого сплава применяемых для обработки материалов авиадвигателестроительной отрасли».

УДК 621.774.21

**ВЛИЯНИЕ КОВКИ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ НАГРЕВОМ НА
ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
СТАЛИ МАРКИ А606 ДЛЯ ГИБКОЙ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНОЙ
ТРУБЫ**

**Нугаманов Ф.В.^{1,2}, Исламов А.И.³, Астанин В.В.¹, Зарипов Н.Г.¹, Хафизова Э.Д.^{1,4},
Михайлова М.А.¹**

¹Уфимский университет науки и технологий, Россия

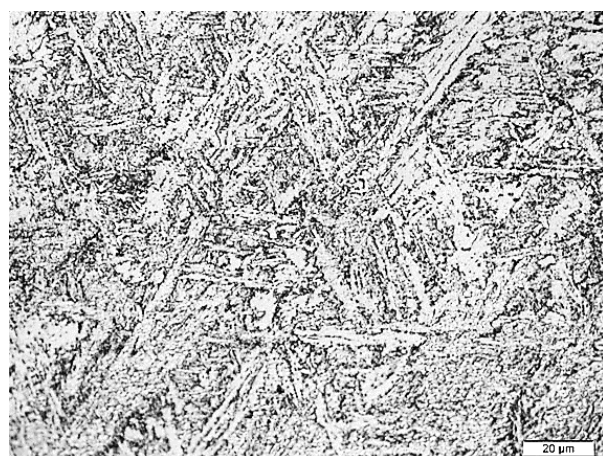
²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

³ООО «Интэко Тюбинг», Россия

⁴Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия
nugamanov@proton.me

Гибкие насосно-компрессорные трубы (ГНКТ) эксплуатируются в условиях циклического изгиба при сматывании-разматывании, высоких внутренних давлений и агрессивных сред. Основным требованием к материалу является сочетание высокой прочности (предел текучести ≥ 460 МПа) и пластичности (относительное удлинение $\geq 22\%$), обеспечивающих ресурс работы. Целью настоящей работы является установление влияния термической обработки с последующей горячей деформацией на формирование микроструктуры и механических свойств труб из стали А606.

Базовая технология термической обработки стали А606 предусматривает контролируемый нагрев изделия с последующим охлаждением на воздухе, что приводит к формированию структуры в сварном шве, состоящей из крупных пластин, снижающих прочностные свойства готового изделия. Модифицированная обработка включает дополнительный этап горячейковки после нагрева изделия, что позволяет сформировать равноосные зерна в структуре материала. Установлено, что модификационная обработка с температурой нагрева 750 °С начинает формировать равноосные зерна, обеспечивающие повышение пластичности и прочности (Рисунок 1).



а)



б)

Рисунок 1 – Микроструктура сварного соединения сваренного штрипса до и после модифицированной обработки

ДИНАМИКА НАМАГНИЧЕННОСТИ СКРМИОННОЙ РЕШЁТКИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНЕГО ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Нугуманов Р.Р., Валиахметов У.Р., Шарафуллин И.Ф.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

sharafullinif@yandex.ru

Магнитные скирмионы в силу своих малых размеров и топологической защищённости являются перспективными объектами для создания сверхплотной магнитной памяти [1].

В данной работе рассматривается влияние короткого импульса внешнего переменного магнитного поля на устойчивость скирмионной решётки в ферромагнитной плёнке площадью $80 \times 80 \text{ нм}^2$. На рис. 1 представлена спиновая конфигурация тонкой ферромагнитной плёнки до и после воздействия на неё высокочастотного импульса магнитного поля.

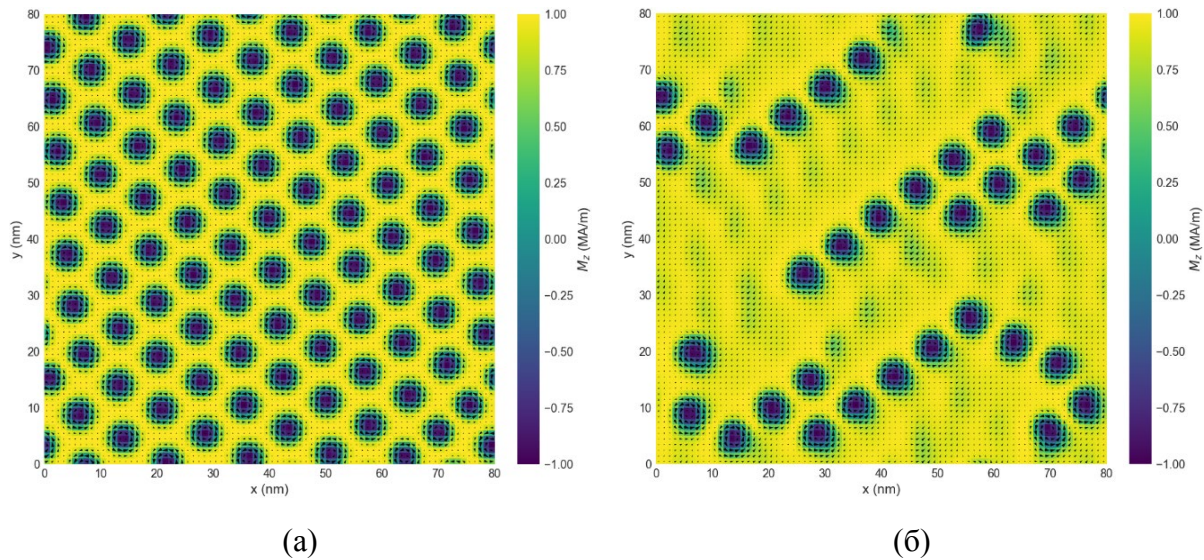


Рисунок 1. Спиновая конфигурация плёнки в основном состоянии до (а) и после (б) воздействия внешнего переменного магнитного поля с частотой $f = 20 \text{ ГГц}$ и временем импульса $t = 25 \text{ пс}$.

Для расчёта намагниченности плёнки использовался пакет микромагнитного моделирования OOMMF с оболочкой Ubermag [2]. Гамильтониан H системы имеет следующий вид (1):

$$H = -A\mathbf{m} \cdot \nabla^2 \mathbf{m} + D\mathbf{m} \cdot (\nabla \times \mathbf{m}) - \mu_0 M_s \mathbf{m} \cdot \mathbf{H} - \mu_0 M_s \mathbf{m} \cdot \mathbf{H}(t) \quad (1)$$

где A – параметр обменного взаимодействия (Дж/м), $\mathbf{m}$ – намагниченность плёнки (А/м), ∇^2 – оператор Лапласа, D – константа взаимодействия Дзялошинского-Мория (Дж/м²), ∇ – оператор Набла, μ_0 – магнитная постоянная, M_s – намагниченность насыщения плёнки (А/м), $\mathbf{H}$ – напряжённость внешнего магнитного поля (А/м), которое направлено вдоль оси z , $\mathbf{H}(t)$ – напряжённость внешнего переменного магнитного поля, которое зависит от времени t следующим образом:

$$\mathbf{H}(t) = H_{amp} \sin(2\pi f(t - t_0)) \quad (2)$$

где H_{amp} – амплитуда напряжённости внешнего переменного магнитного поля (А/м), f – частота поля (Гц), t_0 – сдвиг во времени (с).

Динамика намагниченности плёнки $\mathbf{m}$ описывается уравнением Ландау-Лифшица-Гилберта и выглядит следующим образом:

$$\frac{d\mathbf{m}}{dt} = -\gamma_0(\mathbf{m} \times \mathbf{H}_{eff}) + \alpha \left(\mathbf{m} \times \frac{d\mathbf{m}}{dt} \right) \quad (3)$$

где $\gamma_0 = \mu_0 \gamma$ – гиромагнитное отношение, α – константа затухания Гилберта и $\mathbf{H}_{eff} = -\frac{1}{\mu_0 M_s} \frac{\delta \omega(\mathbf{m})}{\delta \mathbf{m}}$ – эффективное поле.

В результате моделирования динамики намагниченности плёнки были получены условия разрушения фазы скирмионной решётки в зависимости от величины (амплитуды) и частоты поля, а также время жизни данных фаз. Также построены фазовые диаграммы (рис. 2) при различных значениях времени импульсных воздействий поля на скирмионную решётку для выявления области, в которой все скирмионы сохраняли свою спиновую структуру.

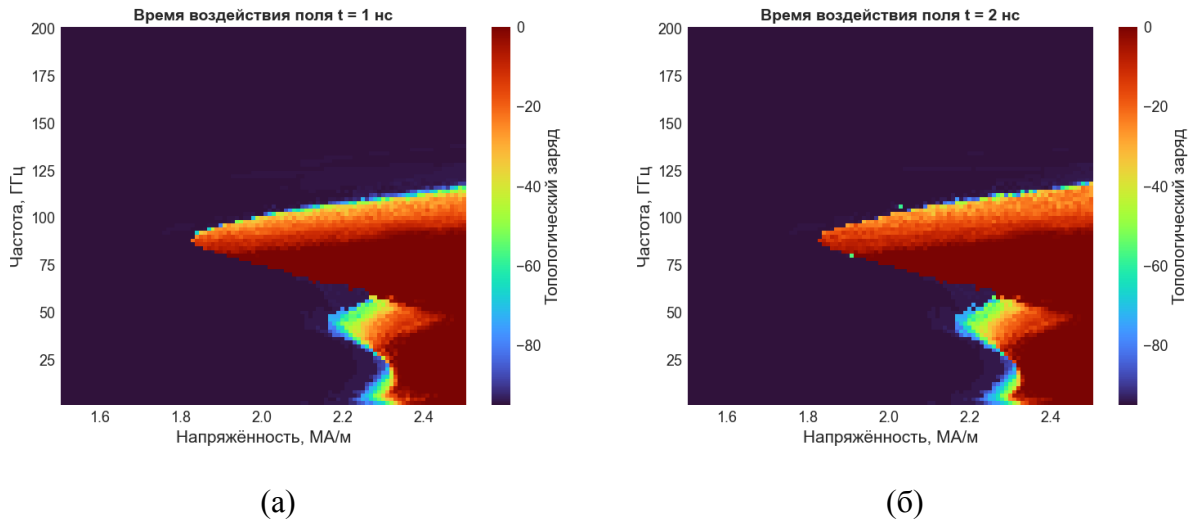


Рисунок 2. Фазовые диаграммы топологического заряда Q от времени воздействия t внешнего переменного магнитного поля, направленного вдоль оси x . (а) $t = 1$ нс, (б) $t = 2$ нс.

Работа выполнена в рамках госзадания, соглашение № 075-03-2024-123/1 от 15.02.2024.

Список литературы:

1. Fert A. Magnetic skyrmions for future memory / A. Fert, V. Cros, J. Sampaio // Nature Nanotechnology. — 2013. — Vol. 8. — P. 152–156.
2. Donahue M. J. OOMMF User's Guide, version 2.0a3 / M. J. Donahue, D. G. Porter. — Gaithersburg, MD : National Institute of Standards and Technology, 2021. — URL: <https://math.nist.gov/oommf/doc/userguide20a3/userguide/> (date of access: 16.09.2026). — Text : electronic.

УДК: 82.65.+r

**КАТАЛИЗИРУЕМОЕ ЗОЛОТОМ А³-СОЧЕТАНИЕ В СИНТЕЗЕ
ПРОПАРГИЛАМИНОВ: РОЛЬ СТРУКТУРЫ ТИОЛОВОГО ЛИГАНДА В
УПРАВЛЕНИИ АКТИВНОСТЬЮ КАТАЛИЗАТОРА**

Палатов Э.Р.¹, Ковязин П.В.¹, Губайдуллин Р.Р.¹, Сергеев С.Н.², Парфенова Л.В.¹

¹Институт нефтехимии и катализа УФИЦ РАН, 450075, Уфа, просп. Октября, 141,

²Уфимский университет науки и технологий, 450076 Уфа, Заки Валиди, 32,

kanohi@mail.ru

Пропаргиламины представляют интерес в качестве строительных блоков биологически активных соединений [1]. Реакция А³-сочетания – одnoreакторный трехкомпонентный синтез с участием альдегида, вторичного амина и терминального алкина – является одним из наиболее атом-экономичных путей получения этого класса соединений. Было показано, что наночастицы Au могут выступать в качестве эффективных катализаторов этого превращения, обеспечивающих количественные выходы пропаргиламинов благодаря Au-опосредованной активации С–Н связи алкина [2]. Структура тиольных лигандов, используемых при синтезе AuNP, определяет их размер, состав и поверхностные свойства, что напрямую влияет на каталитическую активность. В связи с этим нами исследовано влияние природы тиольного лиганда и условий синтеза на эффективность Au-катализаторов состава Au_x(SR)_y (R=C₁₂H₂₅) в модельной А³-реакции (Рис.1). Установлено, что эффективность катализа зависит от типа растворителя, структуры тиола и температуры реакции. Так, при использовании третичного тиола в толуоле при 60 °С и соотношении [Au]:[тиол] = 1:5 выход продукта **4** достигает 96%, тогда как в хлороформе при аналогичных условиях выход не превышает 5%. Наиболее эффективно реакция протекает в водной среде: при соотношении [Au]:[тиол] = 1:1 и повышении температуры до 100 °С выход пропаргиламина достигает 99%.Т

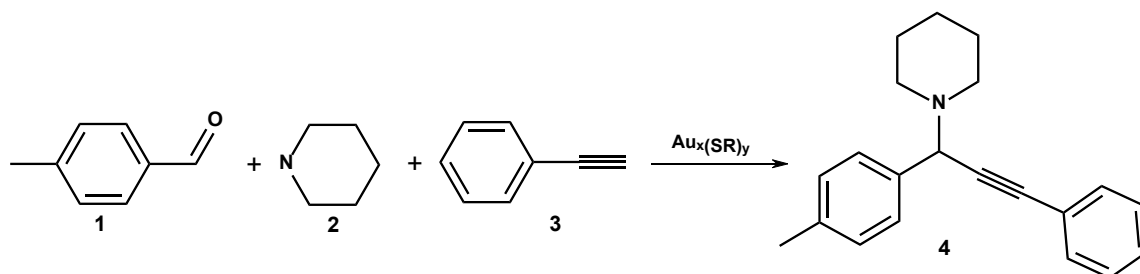


Рисунок 1. Схема синтеза пропаргиламинов в реакции А³-сочетания.

Методом РФЭС установлено, что при использовании воды в качестве растворителя при получении Au_x(SR)_y в его составе преобладает Au(0), доля которого достигает 79% для первичного тиола, что обеспечивает быструю активацию С–Н-связи алкина. Для вторичного тиола в толуоле при 110 °С доля Au(I) достигает 67–82% при высоких выходах (91–98%), при этом сера может быть преимущественно несвязанной (до 75% при соотношении 1:5), что указывает на роль тиола не только как стабилизатора, но и как восстановителя. При малом количестве третичного тиола наблюдается значительно меньшая доля Au(I) по сравнению с первичным и вторичным тиолами. С увеличением количества третичного тиола доля Au(I) возрастает с 24% до 75%, а выход целевого продукта **4** достигает 96%. Это свидетельствует о том, что избыток лиганда преодолевает стерические затруднения, координируясь с золотом.

Следует отметить, что при увеличении количества первичного тиола до 5 эквивалентов он начинает блокировать все активные центры Au(0) и Au(I), из-за чего выход пропаргиламина существенно снижается.

Таким образом, в ходе исследования установлено, что кластеры золота ($\text{Au}_x(\text{SR})_y$), стабилизированные тиольными лигандами, являются высокоэффективными катализаторами трехкомпонентной реакции A^3 -сочетания для синтеза пропаргиламинов. Показано, что каталитическая активность системы определяется комплексом взаимосвязанных факторов: природой тиольного лиганда, типом растворителя, температурой реакции и соотношением $[\text{Au}]:[\text{тиол}]$.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, проект 23-73-00024.

Литература:

1. Peshkov V. A., Pereshivko O. P., Van der Eycken E. V., A walk around the A^3 -coupling // Chem. Soc. Rev., 41, 3790–3807 (2012). DOI:10.1039/C2CS15356D.
2. Wei C., Li C.-J., A Highly Efficient Three-Component Coupling of Aldehyde, Alkyne, and Amines via C–H Activation Catalyzed by Gold in Water // J. Am. Chem. Soc. 125, 9584–9585 (2003). DOI:10.1021/ja0359299.

**ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЕ ОКСИДИРОВАНИЕ
БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ: ОТ ЧИСТОГО ТИТАНА
К ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ СПЛАВАМ**

**Парфенов Е.В.^{1,2}, Фаррахов Р.Г.¹, Сабитов А.Р.¹, Ан Сюлонг², Вей Вей²,
Жеребцов С.В.³**

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Университет Чанчжоу, Чанчжоу, Китай*

³*Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
Санкт-Петербург, Россия
evparfenov@mail.ru*

Плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО) представляет собой высоковольтный электрохимический процесс образования пористой оксидной пленки на поверхности вентильных металлов и их сплавов, к которым относятся титан, цирконий, ниобий, тантал и другие металлы. Воздействие плазменно-электролитического оксидирования основано на механизме анодирования, который также дополняется влиянием микроразрядов, пробивающих оксидный слой, интенсифицируя процесс формирования покрытия. В результате формируется покрытие, повышающее коррозионную и эрозионную стойкость поверхностного слоя. Кроме того, в ряде случаев ПЭО покрытия повышают биосовместимость металлических имплантатов [1].

В настоящее время детально исследованы процессы ПЭО для титановых сплавов. Ведутся исследования особенностей формирования ПЭО покрытий на цирконии и его сплавах, а также на сложных сплавах, например, Ti-Zr-Nb [2]. Покрытия на основе плазменно-электролитического оксидирования до настоящего времени не были получены на олово-содержащих высокоэнтропийных сплавах. Подобные сплавы могут использоваться для изготовления перспективных имплантатов для ортопедии. Поэтому, целью данного исследования является получение ПЭО покрытия на высокоэнтропийном сплаве Ti-Zr-Nb-Ta-Sn и его сравнение с ПЭО покрытиями на более простых сплавах титана, циркония и ниобия, полученные в одинаковых условиях, обеспечивающих формирование биосовместимых покрытий на них.

В работе использовали титан Grade 2, сплав Zr-1Nb, сплав Ti-18Zr-15Nb и высокоэнтропийный сплав Ti30-Zr38-Nb20-Ta8-Sn4 [3]. ПЭО проводили в импульсном биполярном режиме при амплитуде положительных импульсов 430 В и отрицательных импульсов –40 В, частоте 1000 Гц и скважности 26% в электролите на основе фосфата натрия, гидроксида натрия, борной кислоты и ацетата кальция. Морфологию и толщину покрытий анализировали по результатам растровой электронной микроскопии, а коррозионное поведение исследовали в растворе Рингера при 37±1 °С методами потенциодинамической поляризации и электрохимической импедансной спектроскопии.

Установлено, что на всех исследованных материалах формируются пористые ПЭО-покрытия, однако их морфология и толщина заметно зависят от состава подложки. Для титана, Ti-18Zr-15Nb и Ti-Zr-Nb-Ta-Sn толщина покрытия составляет от 11 до 13 мкм, тогда как на Zr-1Nb формируется более тонкий слой толщиной 6 мкм, что может быть связано с наибольшим пробивным напряжением для диоксида циркония. По мере усложнения состава сплава уменьшается выраженность мелкопористой структуры, а наиболее компактное покрытие наблюдается на сплаве Ti-18Zr-15Nb с наименьшей пористостью. Во всех оксидных слоях обнаружены кальций и фосфор, что указывает на формирование оксидно-кальцийфосфатной поверхности, перспективной для биомедицинского применения.

Электрохимические испытания показали, что без покрытия ток коррозии возрастает в ряду $Ti \rightarrow Zr \rightarrow Ti-18Zr-15Nb \rightarrow Ti_{30}Zr_{38}Nb_{20}Ta_8Sn_4$, то есть, наиболее коррозионно-активным является высокоэнтропийный сплав. После ПЭО для всех материалов наблюдается пассивация поверхности, сопровождающаяся снижением токов коррозии и ростом поляризационного сопротивления; наиболее выраженный эффект получен для $Ti_{30}Zr_{38}Nb_{20}Ta_8Sn_4$, у которого ток коррозии снижается, а поляризационное сопротивление возрастает на порядок. Анализ импедансных спектров показал, что ПЭО-покрытие имеет двухслойное строение, а суммарное сопротивление его слоев существенно превышает сопротивление естественного оксидного слоя исходных сплавов.

Таким образом, впервые показано, что ПЭО позволяет сформировать на высокоэнтропийном сплаве $Ti-Zr-Nb-Ta-Sn$ пористое биосовместимое кальций-фосфатсодержащее покрытие, обеспечивающее заметное повышение коррозионной стойкости поверхности, по своим характеристикам не уступающее покрытиям на титане, цирконии и $Ti-Zr-Nb$, что делает такие высокоэнтропийные сплавы с ПЭО поверхностью перспективными для медицинских имплантатов.

Список литературы:

1. Aliofkhazraei M., Macdonald D. D., Matykina E., Parfenov E. V., Egorkin V. S., Curran J. A., Troughton S. C., Sinebryukhov S. L., Gnedenkov S. V., Lampke T., Simchen F., Nabavi H. F. Review of plasma electrolytic oxidation of titanium substrates: Mechanism, properties, applications and limitations // *Applied Surface Science Advances*. – 2021. – Vol. 5. – P. 100121.
2. Farrakhov R., Melnichuk O., Parfenov E., Mukaeva V., Raab A., Sheremetyev V., Zhukova Y., Prokoshkin S. Comparison of Biocompatible Coatings Produced by Plasma Electrolytic Oxidation on cp-Ti and Ti-Zr-Nb Superelastic Alloy // *Coatings*. – 2021. – Vol. 11, № 4. – P. 401.
3. Ozerov M., Yurchenko N., Sokolovsky V., Nozdracheva E., Panina E., Nadezhdin S., Stepanov N., Zherebtsov S. Microstructure and Mechanical Properties of Biomedical Ti-Zr-Nb-Ta-Sn High-Entropy Alloys // *Metals*. – 2023. – Vol. 13, № 2. – P. 353.

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ
ПЭО-ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ НА ТИТАНЕ GRADE 2**

Парфенова Е.Е.¹, Кондратюк Д.Д.², Егорихина М.Н.³, Парфенов Е.В.^{2,4}

¹*Нижегородский государственный университет имени Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

³*Приволжский исследовательский медицинский университет,
Нижний Новгород, Россия*

⁴*Университет Чанчжоу, Чанчжоу, Китай*
katee.parfenova@mail.ru, dima2665514@mail.ru

Титан и его сплавы широко применяются в травматологии, ортопедии и стоматологии благодаря высокой биоинертности и хорошему соотношению прочности к массе. Однако при длительной эксплуатации в агрессивной среде организма возможны коррозионные процессы, приводящие к выделению ионов металла. Для повышения защитных свойств и улучшения остеоинтеграции перспективным является метод плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО), позволяющий формировать на поверхности титана пористые оксидные слои с заданным составом. В связи с этим целью работы стало исследование влияния ПЭО покрытия на структуру, физико-химические свойства и биосовместимость титана Grade 2.

Методом ПЭО на титане Grade 2 сформированы оксидные покрытия в электролите на основе ортофосфата натрия. Методом растровой электронной микроскопии установлено, что сформированное покрытие обладает развитой пористой морфологией, характерной для биомиметических структур, что благоприятствует последующей остеоинтеграции. Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (XPS) подтвердила формирование толстого слоя стехиометрического TiO_2 с гидроксильной поверхностью. Механические испытания показали, что ПЭО-покрытие повышает микротвердость поверхности в 3–4 раза, однако незначительно снижает предел прочности при растяжении, что объясняется хрупким разрушением тонкого оксидного слоя. Коррозионные испытания в растворе Рингера выявили смещение потенциала коррозии в благородную область и снижение тока коррозии, что свидетельствует о повышении защитных свойств покрытия.

Оценка адгезии клеточных культур на образцы позволила выявить монослой из живых дермальных фибробластов человека с типичной морфологией, что свидетельствует об отсутствии видимого цитотоксического эффекта и благоприятной морфологии поверхности для первичного закрепления клеток на ней. Оценка пролиферативной активности тестовой культуры на ПЭО-покрытиях показала темпы прироста числа клеток, превосходящие значения контроля и образцов без данного покрытия. Также выявлено, что доля живых клеток даже при длительных сроках культивирования не падала ниже 99,0%. Данные результаты свидетельствуют о том, что культура дермальных фибробластов человека сохраняет высокую жизнеспособность при культивировании на ПЭО-покрытиях.

Таким образом, ПЭО-покрытия являются перспективным вариантом модификации поверхности титана Grade 2 для использования на дентальных имплантатах.

**РАЗРАБОТКА ГИБРИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ БИМЕДИЦИНЫ
НА ОСНОВЕ ПЕПТИДОВ И ПОЛИСАХАРИДОВ****Парфенова Л.В.***Институт нефтехимии и катализа УФИЦ РАН, Уфа, Россия*

luda_parfenova@mail.ru

Пептиды и полисахариды — два ключевых класса биомолекул для создания гибридных биомедицинских материалов нового поколения. Полисахариды обладают уникальным сочетанием биосовместимости, биоразлагаемости и химической функциональности, служа универсальной платформой для ковалентного присоединения пептидных и иных биоактивных фрагментов. Сочетание полисахаридных матриц, пептидных лигандов и наноразмерных неорганических структур открывает возможности для создания систем адресной доставки лекарств, тераностических наноплатформ и биоактивных покрытий имплантатов.

В докладе будут представлены результаты исследований по разработке биоматериалов для медицины на основе пептидов и полисахаридов. Так, нами получены производные бисфосфоновых кислот, содержащие интегрин-активный пептид RGD, показавшие зависимость от структуры молекулы биоактивность в составе ПЭО-неорганических покрытий для металлических имплантатов. На основе биосовместимой полимерной матрицы — гиалуроновой кислоты (ГК) реакцией Михаэля между малеимидными производными аминокислотных бисфосфонатов и SH-функционализированной ГК (ГК-SH) были синтезированы бисфосфонатные производные биополимера. Введение данных конъюгатов в ПЭО-подслой нано-Ti и CG-Ti значительно повышало гидрофильность поверхности и снижало адгезию бактериальных клеток. Разработана методика синтеза первых примеров производных ГК, содержащих одновременно аминокислотные бисфосфонаты и олигопептиды (RGD-пептид KRGD или пептид остеогенного роста OGP). Получена библиотека гибридных молекул, включающих бисфосфонатный «якорь» на основе аминокислот, полиэтиленгликольные спейсеры различной длины [SM(PEG)₈ и SM(PEG)₁₂] и интегрин-активный пептид RGDC.

В развитие работ по S-содержащим производным полисахаридов показано, что они могут одновременно выступать восстановителями и стабилизаторами при синтезе AuNP из HAuCl₄ без токсичных реагентов. Концентрация предшественника золота является критическим параметром, определяющим размер (6–170 нм) и морфологию частиц. Методами XPS и ЯМР установлено, что восстановление Au³⁺ до Au⁰ сопровождается окислением тиольных групп полисахарида до сульфоновой кислоты. Полученные ПС-AuNP перспективны для диагностики, тераностики и адресной доставки лекарств.

Впервые синтезирована библиотека амфифильных конъюгатов SH-ГК с производными бетулиновой и бетулоновой кислот. Гидрофобные митохондриально-нацеленные тритерпеноидные фрагменты были введены через малеимидные линкеры (BMPS, EMCS, SMCC) с диаминовыми спейсерами различной длины по реакции Михаэля. Методами SEM и PCCS показано, что синтезированные конъюгаты самоорганизуются в водной среде в частицы размером 200–500 нм, что открывает возможности для адресной доставки противоопухолевых агентов к клеткам с гиперэкспрессией CD44-рецептора.

Работа выполнена в рамках государственного задания Института нефтехимии и катализа Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук № FMRS-2025-0033.

**ВЛИЯНИЕ МОЛЕКУЛЯРНОЙ МАССЫ ДЕФЛОКУЛЯНТА НА
РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОРУНДОВЫХ ШЛИКЕРОВ**

Пашков О.Д., Беляков А.В., Лебедев А.Д..

*Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия
tip.lipwork@gmail.com*

Керамические материалы широко применяют в различных отраслях науки и техники по причине уникальности сочетания их свойств. Наиболее часто используемой является корундовая керамика, применение которой обусловлено сочетанием высоких свойств и низкой стоимости. Корундовые материалы применяют как в металлургической промышленности в качестве огнеупоров, так и в технической в видео изоляторов и иных изделий, где важны прочность, электрические свойства, коррозионная стойкость.

Техническая керамика зачастую отличается сложностью формы, по этой причине применение прессования не подходит для решения поставленных задач. Применение изостатического прессования имеет свои технологические ограничения и высокую стоимость. Универсальным и легко масштабируемым является метод шликерного литья в гипсовые формы. Применение данного метода позволяет форматовать сложнопрофильные изделия, в том числе тела вращения. Для обеспечения качества заготовок необходимы низкая вязкость шликера и его агрегационно – седиментационная устойчивость.

Применение добавок – дефлокулянтов позволяет решить данные задачи. Последние поколения дефлокулянтов сочетают в себе механизмы стерического и электростатического отталкивания, за счет чего становится возможным более значительное снижение влажности без увеличения вязкости.

При этом еще предстоит точно установить оптимальную молекулярную массу добавок при которой достигается наибольший эффект от реализации обоих методов отталкивания. В данной работе исследовали добавки серии Клеон производства «Оргполимерсинтез» с целью установления оптимального количества и массы добавок для наилучшего снижения влажности без потери растекаемости систем.

Оптимальная определенная концентрация добавок составила 0,2 – 0,4 масс.%, минимальная достигнутая рабочая влажность составила 16 масс. %. При такой влажности шликер сохранял свойство саморастекаемости. Наилучшее снижение влажности в сочетании с низкой вязкостью было установлено для добавки Клеон SP34. Объемная доля твердого вещества при такой влажности составила 50%.

УДК 666.3.03

БЕСЦЕМЕНТНЫЕ ВИБРОЛИТЫЕ ОГНЕУПОРЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Пашков О.Д., Овечкина В.А., Юрков А.Л.

Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия
tip.lipwork@gmail.com

Огнеупоры на основе карбида кремния применяют по причине высокой термостойкости и высокой коррозионной стойкости. Для таких материалов характерно сохранение прочностных свойств при температурах 1200°C. Ключевым технологическим этапом получения таких материалов является формование, на котором закладывается пористость заготовки и во многом пористость конечного изделия.

В зависимости от сложности формы изделия, а также габаритов выбирают предпочтительный метод формования. Изделия простой формы получают прессованием и вибропрессованием, для получения сложнопрофильных изделий предпочтительны методы гидростатического прессования, а также вибролитья. Главной задачей формования является получение заготовки с минимальной пористостью и формой близкой к конечной. Метод вибролитья высокопроизводительный и легко масштабируемый и не требует дорогого оборудования.

Пористость заготовки при формовании вибролитьем определяется количеством и типом связующего, а также фракционным составом. В случае использования цементного связующего при обжиге происходит образование жидкой фазы, а также увеличение пористости из-за разложения кристаллогидратов. При использовании органического связующего в сочетании с азотирующим обжигом становится возможным получение огнеупорных материалов на основе карбида и нитрида кремния без оксидной составляющей.

Исследуемые материалы обжигали в атмосфере азота при температуре 1450°C, для таких материалов были достигнуты значения открытой пористости менее 7%, прочность при сжатии свыше 200 МПа, прочность при изгибе свыше 55 МПа.

МОДИФИЦИРОВАННЫЕ РЗЭ АЛЮМООКСИДНЫЕ СИСТЕМЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОГЕНЕРИРОВАННЫХ РЕАГЕНТОВ

Петрова Е.В., Дресвянников А.Ф., Игнатьева А.В., Кашфразьева Л.И.

Казанский национальный исследовательский технологический университет,

Казань, Россия

petrovaekv@corp.knrtu.ru

Композиты на основе системы оксидов алюминия и циркония модифицированные РЗЭ привлекают внимание исследователей за счет сочетания высокой прочности, твердости, износ- и коррозионной стойкости, жаростойкости и биоинертности [1]. Среди методов получения алюмоциркониевых оксидных систем особое место занимает электрохимический синтез. При электролизе с растворимым алюминиевым анодом происходит непрерывное генерирование OH^- ионов, образующихся при катодной реакции выделения водорода на центральном электроде что в свою очередь обеспечивает локальное повышение pH в объеме электролита за счет специфической гидродинамики. Присутствие в хлоридсодержащем электролите солей редкоземельных элементов приводит к соосаждению предшественников сложной оксидной системы непосредственно в объеме реакционной смеси [2].

Ключевым преимуществом данного подхода является возможность целенаправленного управления физико-химическими свойствами за счёт варьирования параметров электролиза — анодной плотности тока, состава электролита, температуры и природы растворителя. Это позволяет регулировать дисперсность, морфологию частиц и фазовый состав конечного продукта на стадии синтеза прекурсора, что критически важно для формирования целевой микроструктуры оксидной системы и, как следствие, достижения требуемого комплекса физико-химических и механических характеристик.

Одним из подходов, позволяющих регулировать морфологию и размеры частиц при осаждении является применение в составе растворов органических веществ [3]. Как показали проведенные эксперименты, с увеличением концентрации изопропилового спирта удельная проводимость уменьшается, но в пределах величины одного порядка и, следовательно, позволяет проводить электролиз без существенных энергетических затрат.

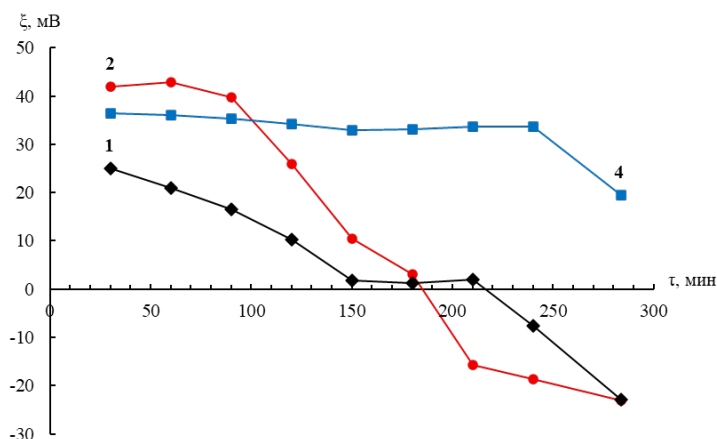


Рисунок 1 – Изменение ξ -потенциала от времени при разном составе растворителя - вода : изопропиловый спирт - 1 – 100:0; 2 – 90:10; 3 – 80:20; 4 – 60:40

Под действием электрического поля может происходить поляризация частицы или ее двойного электрического слоя. В результате возникает индуцированный дипольный

момент частиц, который обеспечивает их диполь-дипольное притяжение. При повышении содержания изопропилового спирта в растворах, наблюдается рост ξ -потенциала коллоидной системы (рис. 1), что свидетельствует об отсутствии тенденции к изменению заряда поверхности частиц, а следовательно, к их укрупнению за счет агрегирования.

Анализ полученных образцов показал, что фазовый состав образцов, термообработанных при 1100 °С, напрямую зависит от условий синтеза прекурсоров алюмоциркониевооксидной системы, а именно, от соотношения изопропиловый спирт – вода в исходном растворе (рис. 2).

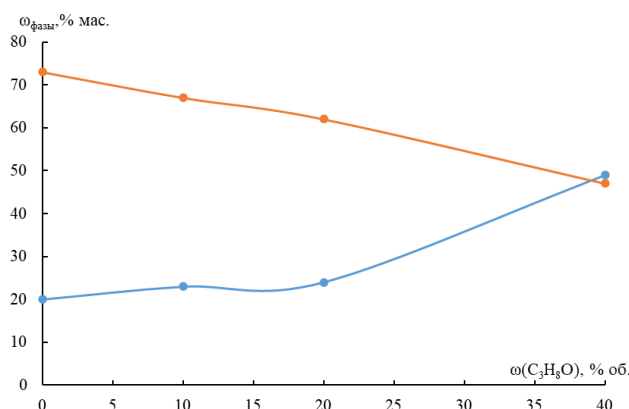


Рисунок 2 - Изменение содержания фаз $t\text{-ZrO}_2$ и $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ в оксидных системах от содержания изопропилового спирта в растворителе

Таким образом, предлагаемый нами подход позволяет получать модифицированные редкоземельными элементами прекурсоры бинарной оксидной системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$, характеризующейся наличием в ней стабилизированной фазы тетрагонального диоксида циркония. Присутствующие в системе атомы РЗЭ стабилизируют $t\text{-ZrO}_2$ и, по всей видимости, занимают позиции узлов кристаллической решетки, изоморфно замещая Zr^{4+} [4]. Применение смешанного растворителя (вода-изопропанол) позволяет в процессе электролиза с растворимым алюминиевым анодом регулировать содержание связанной воды в осадке, соотношение фаз диоксида циркония, оксида алюминия в алюмооксидной системе, а также способствовать снижению размера частиц системы.

Список литературы:

1. Япрынцев А.Д., Баранчиков А.Е., Иванов В.К. Слоистые гидроксиды редкоземельных элементов: новый класс слоистых анионообменных неорганических материалов // Успехи химии. 2020. Т. 89. № 6. С. 629–666.
2. Дресвянников А.Ф., Петрова Е.В., Кашфразьева Л.И., Хайруллина А.И. Синтез прекурсоров сложных оксидных систем $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-M}_x\text{O}_y$ ($\text{M} = \text{La}, \text{Y}, \text{Ce}$) с использованием электрогенерированных реагентов и их физико-химические свойства // Физика и химия стекла. 2024. Т. 50. № 2. С. 239-247.
3. Рыбалка К.В., Бекетаева Л.А. / Анодное растворение Al в растворах КОН в смешанном растворителе этанол–ацетонитрил // Электрохимия. 2023. Т. 59. № 12. С. 867-871.
4. Олейников Н.Н., Пентин И.В., Муравьева Г.П., Кецко В.А. Исследование метастабильных высокодисперсных фаз, формируемых на основе ZrO_2 // Журнал неорганической химии. 2001. Т. 46. № 9. С. 1413–1420.

УДК 620.193, 620.17

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА
МИКРОСТРУКТУРУ, ПРОЧНОСТЬ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ
СПЛАВА ZN-AG-CU.**

Поленок М.В.¹, Хафизова Э.Д.^{1,2}

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*
renaweiwei.179@mail.ru

Биорезорбируемые цинковые сплавы для костных фиксаторов и сосудистых стентов представляют собой активно развивающееся направление медицинского материаловедения [1, 2]. Ключевые требования к таким материалам – это контролируемая скорость растворения, отсутствие токсичности продуктов коррозии и баланс прочности и пластичности [3-5]. Эффективным способом изменения микроструктуры и улучшения свойств цинковых сплавов является метод равноканального углового прессования (РКУП) [2, 6].

В данной работе исследовано влияние РКУП-обработки на механическое поведение и коррозионную стойкость цинкового сплава системы Zn-4%Ag-1%Cu. Оценка скорости деградации материала проводилась гравиметрическим способом в среде раствора Рингера с использованием двух методик: длительное погружение образцов на срок до 80 суток и прерывистой выдержки, предполагающей регулярное удаление образующихся продуктов окисления с поверхности.

Установлено, что РКУП при температуре 150 °С приводит резким изменениям фазового состава и микроструктуры. Исходное крупнозернистое состояние трансформируется в ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру со средним размером частиц около 1 мкм, в которой наблюдается равномерное распределение дисперсных частиц AgZn₃. Такая структурная модификация обеспечила увеличение механических характеристик, а именно предел текучести составил 275±10 МПа, предел прочности достиг 350±15 МПа, а показатель относительного удлинения 28±2%, что подтверждает сохранение высокого запаса пластичности [6]. Выявленное упрочнение обеспечивается совокупностью дислокационного, дисперсионного и зернограничного (за счет измельчения зерна) механизмов.

УМЗ структура, полученная равноканальным угловым прессованием, демонстрирует ускорение коррозионного процесса в 1,3–1,5 раза по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием, что обусловлено повышением плотности границ зерен и присутствием интерметаллидной фазы AgZn₃, способствующей возникновению микрогальванических пар. Показано, что применение методики с удалением продуктов коррозии моделирует более агрессивную среду и сопровождается более высокими значениями скорости коррозии, чем непрерывный режим испытаний.

Полученные данные доказывают, что РКУП позволяет эффективно управлять функциональными свойствами сплава Zn-4%Ag-1%Cu для его последующего внедрения в разработку временных медицинских конструкций.

Список литературы:

1. Pierson D. et al. A simplified in vivo approach for evaluating the bioabsorbable behavior of candidate stent materials //Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials. – 2012. – Т. 100. – №. 1. – С. 58-67.

2. Pinc J. et al. Microstructure evolution and mechanical performance of ternary Zn-0.8 Mg-0.2 Sr (wt.%) alloy processed by equal-channel angular pressing //Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Т. 824. – С. 141809.
3. Ahadi F. et al. Evaluation of coronary stents: A review of types, materials, processing techniques, design, and problems //Heliyon. – 2023. – Т. 9. – №. 2.
4. Cheng J. et al. Comparative in vitro study on pure metals (Fe, Mn, Mg, Zn and W) as biodegradable metals //Journal of Materials Science & Technology. – 2013. – Т. 29. – №. 7. – С. 619-627.
5. Хафизова Э. Д. и др. Структура и механические свойства цинкового сплава Zn-Ag-Cu после интенсивной пластической деформации кручением //Materials. Technologies. Design. – 2022. – Т. 4. – №. 3 (9). – С. 66-72.
6. Khafizova E. et al. Effect of plastic deformation on the structure and mechanical properties of the Zn-4Ag-1Cu zinc alloy //materials. – 2023. – Т. 16. – №. 13. – С. 4646.

**МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ
С УПРАВЛЯЕМОЙ РЕЗОРБИРУЕМОСТЬЮ ДЛЯ ТРАВМАТОЛОГИИ И
ОРТОПЕДИИ**

**Полунин А.В., Мерсон Е.Д., Полунина А.О., Боргардт Е.Д., Шафеев М.Р.,
Полуянов В.А., Сергеев А.А., Мерсон Д.Л., Криштал М.М.**

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
anpol86@gmail.com*

Магний и его сплавы являются одной из наиболее востребованных и динамично развивающихся групп материалов ввиду разносторонности возможных применений [1]. Особый интерес магниевые сплавы представляют в качестве медицинского полностью биосовместимого и резорбируемого материала для ортопедических винтов, пластин, штифтов, стентов и даже созданных при помощи аддитивных технологий персональных конструкций для сложных случаев челюстно-лицевой хирургии [2].

Однако применение магниевых сплавов, как правило, ограничено коррозионными явлениями, происходящими на границах раздела фаз (микрогальваническая коррозия). В свою очередь, для биомедицинских изделий требуется определенное (заданное) время существования магниевого имплантата в максимально функциональном состоянии, но с сохранением последующей полной резорбируемости, т.е. необходимо управление стадийностью и скоростью биорезорбции. Это обуславливает необходимость их поверхностной обработки различными методами инженерии поверхности, в частности, путём создания защитных функциональных покрытий [3].

В работе авторами были отработаны различные способы получения защитных покрытий в электролитных средах на медицинском биорезорбируемом высокочистом сплаве системы Mg-1Zn-0.1Ca (ZX10, масс. %, производство – ООО «СОМЗ», Соликамск, Россия). Приоритет технологиям формирования покрытий в электролитах был отдан в связи с часто встречающейся сложной геометрией медицинских имплантатов и, в том числе, наличием внутренних полостей и поверхностей, которые необходимо обрабатывать. Было получено 4 типа защитных покрытий различными методами: 1) химическим (свободным, конверсионным) фторированием (chemical fluorination – CF или ChemF); 2) электрохимическим фторированием (electrochemical fluorination – ElChemF); 3) микродуговым фторированием (microarc fluorination – MAF); микродуговым (плазменно-электролитическим) оксидированием (МДО, microarc / plasma-electrolytic oxidation – MAO / PEO). Для всех покрытий исследовались структура, морфология поверхности, элементный и фазовый состав, толщины, контактные свойства (смачиваемость), адгезионная прочность, антикоррозионные и цитотоксические свойства.

Установлено, что сформировать надежное защитное покрытие на сплаве ZX10 удастся тремя способами – химическим фторированием, микродуговым фторированием и микродуговым оксидированием. Электрохимическое фторирование, вероятно, промотирует активное растворение вторичных фаз типа Mg_2Ca , $(Mg, Zn)_2Ca$, которые имеют более отрицательный по сравнению с α -Mg стационарный потенциал, и при продолжительной анодной поляризации приводит к формированию питтингоподобных поверхностных дефектов и повреждений. Толщины покрытий составили ~1,5–2 мкм для фторидного покрытия ChemF, ~1,5–4 мкм для микроплазменных фторидных покрытий MAF и ~15–20 мкм для оксидных слоев, полученных методом МДО. Следует упомянуть, что метод химического фторирования имеет ограничения по достигаемым толщинам покрытий – увеличение длительности выдержки в среде обработки с 0,5–1 суток до 2–3 суток или увеличение температуры среды или другие режимные параметры обработки не позволили получить покрытия с существенно большей толщиной, а в ряде случаев приводили к ухудшению защитных характеристик фторидного покрытия. В то же время покрытия, полученные методом МДО, показывают самую большую скорость роста (~3–5 мкм/мин) и потенциал к достижению толщин порядка ~80–100 мкм без ухудшения защитных свойств, что делает их перспективным кандидатом как «матрицы» для формирования не только защитного резорбируемого, но и биоактивного покрытия.

EDX и XRD исследования показали, что для образцов покрытий основными фазами MAF и PEO покрытий являются фторид или оксид магния, соответственно, а также наблюдается некоторое количество рентгеноаморфных фаз, что позволяет полагать, что варианты сформированных покрытий по элементному и фазовому составу являются «совместимыми» с человеческим организмом. Покрытие, полученное по технологии конверсионного фторирования, состоит из смеси аморфного и кристаллического фторидов магния, который также является биосовместимым.

Наибольшей удельной адгезионной прочностью обладают покрытия, сформированные химическим фторированием – удельная нагрузка продира F_c в экспериментах составила $\sim 6\text{--}8$ Н/мкм. Оксидные покрытия, полученные методом МДО, напротив, демонстрируют более низкие значения F_c – на уровне $\sim 1\text{--}2$ Н/мкм. При этом все образцы покрытий демонстрируют гидрофильность с физиологическими растворами (0,9 масс. % NaCl и раствором Хэнкса).

Колориметрические тесты (МТТ-тестирование) на метаболическую активность показали, что выживаемость клеток для сплава ZX10 с полученными покрытиями составляет $\sim 90\text{--}95\%$ и более по сравнению с контрольным образцом, что позволяет сделать вывод об отсутствии цитотоксического воздействия покрытия на легочные фибробласты (линия WI-26 VA4).

Главный эффект от формирования покрытий на сплаве ZX10 был достигнут с точки зрения обеспечения требуемой скорости коррозии системы «сплав/покрытие». Электрохимические измерения показали, что после 1 ч воздействия коррозионной среды наибольший эффект наблюдается от нанесения фторидных покрытий, сформированные химическим фторированием, – величины плотностей токов коррозии в растворе 0,9% NaCl снижаются до ~ 20 раз, а в растворе Хэнкса – до ~ 50 раз (по сравнению с необработанным сплавом). Увеличение срока воздействия среды до 14 суток несколько снижает первоначальный эффект – до $\sim 7,5$ раз в растворе Хэнкса и до $\sim 3,5$ раз в физиологическом растворе, а наилучший результат демонстрируют оксидные покрытия: в растворе Хэнкса j_{corr} для них составила $\sim 0,35$ мкА/см² против $\sim 1,2$ мкА/см² и ~ 3 мкА/см² у сплава ZX10 с фторидным покрытием и без покрытия. Длительные коррозионные испытания серийных компрессионных винтов из сплава ZX10 (без покрытий) и экспериментальных с нанесенными фторидным и оксидным покрытиями в SBF среде на протяжении 30 суток показали, что скорости коррозии экспериментальных винтов составили $\sim 0,41$ и $\sim 0,46$ мм/год, соответственно, против $\sim 0,88$ мм/год у винтов без покрытий. У референсного винта Magnézix CS из сплава WE43 скорость коррозии составила $\sim 0,48$ мм/год. Т.е. полученные результаты не уступают передовым результатам швейцарских коллег для сплава X0 (Mg-0.45Ca) [4].

Резюмируя, можно заключить, что совмещение технологий оптимизации структурно-фазового состояния Mg -сплава ZX10 (Mg-1Zn-0.1Ca) и нанесения покрытий позволяет создавать биорезорбируемые металлокерамические системы на уровне лучших мировых аналогов, а также разрабатывать конкурентные изделия как пролонгированного срока службы, так и нового поколения – с комплексом биоактивных свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-19-00498, <https://rscf.ru/project/25-19-00498/>).

Список литературы:

1. Zhang J. et al. Magnesium research and applications: Past, present and future // J. Magnes. Alloy. Elsevier, 2023. Vol. 11, № 11. P. 3867–3895.
2. Xie J. et al. Advances in magnesium-based implants for biomedical applications: A comprehensive review and future perspectives // J. Magnes. Alloy. Elsevier, 2025. Vol. 13, № 7. P. 2978–3003.
3. Zhang Y. et al. Strategies and advances in multifunctional surface coatings for biomedical magnesium alloys: Integrating antibacterial and osteogenic properties // J. Alloys Compd. Elsevier, 2026. Vol. 1078. P. 189696.
4. Berger L. et al. In vivo performance of lean bioabsorbable Mg-Ca alloy X0 and comparison to WE43: Influence of surface modification and alloying content // Bioact. Mater. Elsevier, 2025. Vol. 44. P. 501–515.

СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ПОРОШКА ГИДРОКСИАПАТИТА МЕТОДОМ ГИДРОТЕРМАЛЬНОГО СИНТЕЗА**Полупанова А.Д.***Башкирский государственный медицинский университет МЗ РФ, Уфа, Российская Федерация*

adpolupanova@bashgmu.ru

Гидроксиапатит (ГАП, $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$) является основным неорганическим компонентом костной ткани и широко применяется в регенеративной медицине, ортопедии и стоматологии в качестве материала для костных имплантатов и биоактивных покрытий [1]. Актуальной задачей остаётся разработка воспроизводимых методов синтеза ГАП с контролируемой фазовой чистотой и морфологией частиц, пригодных для применения в аддитивных технологиях.

Целью работы является получение порошка ГАП методом гидротермального синтеза и оценка его характеристик в сравнении с коммерческим образцом.

Материалы и методы. Синтез ГАП проводили методом гидротермального осаждения из водных растворов $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$ и $(\text{NH}_4)_2\text{HPO}_4$ (концентрация 0,1 моль/л). Соотношение Ca/P поддерживали равным 1,67. Значение pH доводили до 10,1–10,5 добавлением водного раствора аммиака. Синтез осуществляли в реакторе при температуре 200°C, скорости перемешивания 300–350 об/мин и времени выдержки более 24 часов. Полученный осадок фильтровали и промывали дистиллированной водой до pH 7. Для характеристики использовали ИК-Фурье спектроскопию (диапазон 400–4000 cm^{-1} , прибор InfraLUM FT) и сканирующую электронную микроскопию (СЭМ, KYKY EM6900LV, 15 кВ). В качестве референса использовали коммерческий порошок ГАП (Bidepharm, Китай, чистота 98%, BR grade)

Результаты. В ИК-спектре синтезированного образца чётко идентифицированы все характеристические полосы ГАП: $\nu_3 \text{PO}_4^{3-}$ при 1090 и 1040 cm^{-1} , $\nu_1 \text{PO}_4^{3-}$ при 962 cm^{-1} , $\nu_4 \text{PO}_4^{3-}$ при 603 и 567 cm^{-1} [2]. По сравнению с коммерческим образцом синтезированный ГАП демонстрирует значительно более высокую интенсивность и лучшее разрешение полос фосфатных групп, а также отчётливое расщепление пиков в области $\nu_4 \text{PO}_4^{3-}$, что свидетельствует о более высокой степени кристалличности полученного продукта (рис. 1). Полос карбонатного замещения в области 1400–1470 cm^{-1} не выявлено, что указывает на низкое содержание примесей CO_3^{2-} и высокую фазовую чистоту. По данным СЭМ, частицы синтезированного ГАП имеют пластинчато-игольчатую морфологию, характерную для гидротермального синтеза [3], с размером агломератов 20–100 мкм и шероховатой пористой поверхностью.

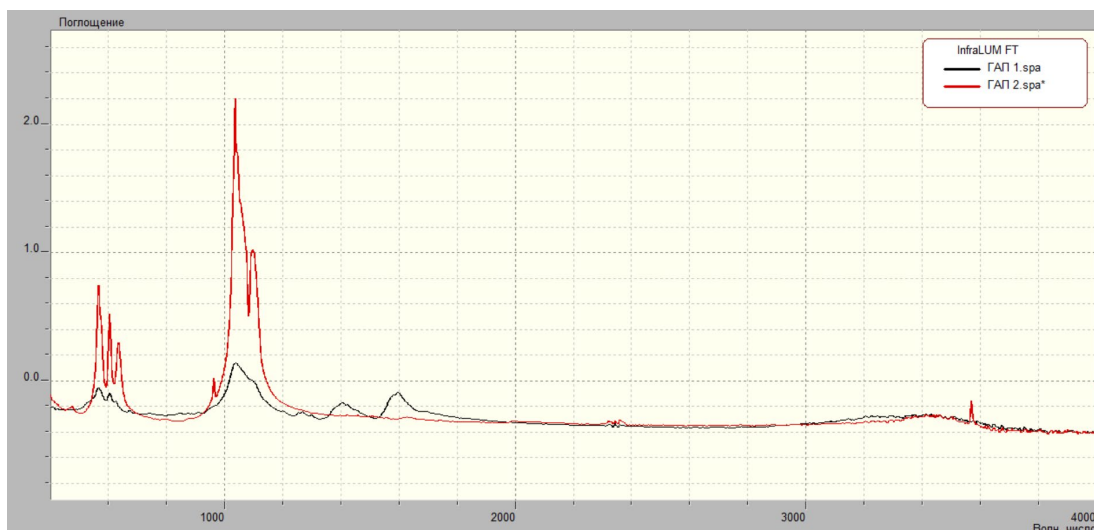


Рисунок 1. ИК-Фурье спектры коммерческого (ГАП 1, чёрный) и синтезированного (ГАП 2, красный) порошков гидроксиапатита

Закключение. Методом гидротермального синтеза получен порошок ГАП с высокой степенью кристалличности и фазовой чистотой. По данным ИК-Фурье спектроскопии, синтезированный образец превосходит коммерческий аналог по интенсивности и разрешению характеристических полос фосфатных групп. СЭМ-анализ подтвердил пластинчато-игольчатую морфологию частиц. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности применения разработанного метода синтеза для получения ГАП, пригодного для использования в аддитивных технологиях при создании костнозамещающих материалов и покрытий.

Список литературы:

1. Dorozhkin S.V. Hydroxyapatite and other calcium orthophosphates: biomedical application // *Materials*. 2009. Vol. 2. P. 399–498.
2. Figueiredo M. et al. Effect of calcination temperature on the composition and microstructure of hydroxyapatite derived from human and animal bone // *Ceramics International*. 2010. Vol. 36. P. 2383–2393.
3. Suchanek W., Yoshimura M. Processing and properties of hydroxyapatite-based biomaterials for use as hard tissue replacement implants // *Journal of Materials Research*. 1998. Vol. 13. P. 94–117.

**РАЗРАБОТКА РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА
ПЕРИКЛАЗОВЫХ ТОРКРЕТ-МАСС ДЛЯ РЕМОНТА СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ
АГРЕГАТОВ****Путров А.О., Земляной К.Г.***Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.
Ельцина, г. Екатеринбург*

Торкретирование является основным методом горячего ремонта футеровки электродуговых печей и печей-ковшей, обеспечивая продление срока службы агрегатов и снижение удельного расхода огнеупоров. Россия обладает крупной сырьевой базой магнезита, однако до 40–50 % рынка высококачественных периклазовых торкрет-масс занимает импорт. Отечественные составы часто не обеспечивают требуемой стойкости в зонах шлакового пояса и откосов. Цель работы – разработка состава и ресурсосберегающей технологии производства периклазовых торкрет-масс с использованием рециклинга огнеупоров и сырого магнезита.

Использованы методы рентгенофазового анализа, дифференциально-термического анализа, оптической и электронной микроскопии. Физико-механические свойства определяли по стандартным методикам. Разработаны оригинальные методы оценки адгезии и припекания к горячей поверхности.

Исследованы промышленные торкрет-массы ValGun 90 и Dalgun P-906, выявлены их недостатки: водопотребность 14 %, отскок 32–36 %, пористость 36 %. Показано, что замена спечённого периклаза на плавённый снижает водопотребность с 14,5 до 8,5 %. Введение сырого тонкомолотого магнезита (15 мас. %, $S_{уд} = 600 \text{ м}^2/\text{кг}$) совместно с комплексом добавок (триполифосфат натрия, тетраборат натрия, микрокремнезём, поликарбоксилатный пластификатор) позволяет снизить водопотребность до 7,5–8,0 %. Установлено, что совместное использование магнезита с борной кислотой недопустимо. Разработанный состав содержит (мас. %): периклаз плавённый рециклинговый 3–1 мм – 25–35, периклаз плавённый рециклинговый 1–0 мм – 42–50, магнезит – 10–20, комплексная связующая добавка – 8–10 %.

ДТА показал стадийность: дегидратация (381,9 °C) → разложение MgCO_3 (556,3 °C) → плавление фосфатов (666,8 °C) → плавление боратов (777,6 °C) → синтез форстерита (1079,5 °C). Моделирование горячего нанесения (700 °C) подтвердило якорное зацепление и адгезию 0,78 МПа (после 1650 °C). Разработан технологический регламент, выпущена опытно-промышленная партия 1 т. Свойства: водопотребность 7,5–8,0 %, отскок 25–26 %, прочность после 1200 °C – 32–36 МПа, пористость 30–31 %, плотность 2,97–3,01 г/см³, адгезия 1,5 МПа.

Основой разработанной технологии является использование вторичного сырья – рециклингового периклаза, получаемого из отработанного периклазоуглеродистого кирпича после обезуглероживающего обжига, что позволяет вовлечь в производственный оборот техногенные отходы и сократить потребление первичного сырья. Введение природного тонкомолотого магнезита (не прошедшего энергоёмкую стадию обжига) вместо традиционного спечённого периклаза дополнительно снижает энергозатраты на производство. Благодаря этому достигнуто значительное ресурсосбережение: снижен объём складироваемых отходов огнеупорного производства, уменьшена нагрузка на окружающую среду за счёт сокращения добычи и переработки первичного минерального сырья. Одновременно снижена общая себестоимость продукции за счёт удешевления сырьевой корзины и уменьшения расхода связующих компонентов, что подтверждается опытно-промышленными испытаниями.

Разработанный состав превосходит аналоги по всем ключевым показателям: снижение водопотребности в 1,8 раза, рост прочности, снижение отскока. Применение рециклингового периклаза и сырого магнезита обеспечивает ресурсосбережение, снижение экологической нагрузки и себестоимости продукции. Рекомендуется к внедрению на предприятиях огнеупорной и металлургической промышленности.

УДК 621.77

**ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БАЗОВОГО ПРОКАТНОГО
ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ**

Рааб Г.И.

ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И.Носова», Магнитогорск, Россия

giraab@mail.ru

Одной из проблем производственного освоения процессов асимметричной прокатки, позволяющей получать листовой прокат с ультрамелкозернистой структурой, сократить производственный цикл и снизить силы прокатки, является ограниченный сортамент специализированного прокатного оборудования с индивидуальным приводом валков. Такие обстоятельства требуют научно-технической оценки использования традиционного прокатного оборудования для симметричной прокатки при создании перспективных и экономически обоснованных процессов асимметричной прокатки за счет использования валков разного диаметра. В качестве примера решения проблемы в представленной работе проведен сравнительный анализ напряженного и деформированного состояния очага деформации при горячей прокатке при обжатии 50% в условиях симметричного цикла и асимметричного цикла с коэффициентом асимметрии 1.5 для конструктивных схем с валками одного диаметра с индивидуальным приводом и с валками разного диаметра от одного привода. Показаны преимущества, недостатки, ограничения и возможные варианты адаптации условий асимметричной прокатки листов на существующей производственной базе предприятий. Также приведены примеры получения листовой продукции Асимметричной прокаткой с ультрамелкозернистой структурой.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No. № 23-79-30015,
<https://rscf.ru/project/23-79-30015/>*

УДК 669.71:669.295:621.763

**КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВОГО
СПЛАВОВ, АРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫМИ ВОЛОКНАМИ**

Рамазанов И.А., Бобрук Е.В., Астанин В.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

ilnar.ramazanov@ufa.ru

Современное космическое и авиационное материаловедение не делимо с металломатричными композитами (ММК). Это прежде всего связано со свойством композитов при одновременном уменьшении плотности материала увеличивать или сохранять прочностные характеристики по сравнению с матричными аналогами.

В литературе уже известно много способов получения ММК, основные из которых это жидкофазная пропитка и твердофазное компактирование. Оба метода имеют существенные недостатки. Прежде всего это высокая температура. Если при твердофазном компактировании композитов с алюминиевой матрицей это порядка 450...500°C, то с титановой матрицей она достигает 850...900°C. Высокие температуры в свою очередь приводят к деградации самих волокон и, как следствие, ухудшению свойств композита. Поэтому задача снижения температуры является актуальной в настоящее время.

Еще в работах Астанина В.В. описана технология твердофазного компактирования ММК по схеме фольга – волокно – фольга. В наших работах применена данная технология для получения композита с титановой матрицей из сплава ВТ6 и алюминиевого сплава 1565ч в наноструктурированных состояниях. Использование таких матричных материалов позволило снизить температуру компактирования ММК до 300°C для алюминиевой и до 650°C для титановой матрицы.

Получена макроструктура композита с полностью заполненным межволоконным пространством.

На поверхности борных волокон установлено наличие продуктов реакции волокна с матричным материалом, что обеспечивает хорошую прочную связь между компонентами. Проведены комплексные испытания по установлению свойств ММК, результаты которых приведены в таблице 1.

Таблица 1. Установленные свойства ММК

ММК	Ударная вязкость, кДж/м ²	Предел прочности при трехточечном изгибе, МПа	Угол изгиба при трехточечном изгибе, °
1565ч /Борное волокно	160	1345	6
ВТ6 / борное волокно	510	2420	6

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РФФИ № 24-19-00819, <https://rscf.ru/project/24-19-00819/> с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий.

УДК 621.793:669.295:669.018.4

СИНТЕЗ ПОКРЫТИЙ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ Ti–Al И МАХ-ФАЗЫ Ti₂AlC: УНИКАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПО СРАВНЕНИЮ С ТРАДИЦИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Рамазанов К.Н.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Ramazanov.K@bashkortostan.ru

Большинство современных защитных покрытий для высокотемпературных применений (нитриды, карбиды, металлокерамика) имеют ограничения: либо недостаточную жаростойкость ($>800^{\circ}\text{C}$), либо хрупкость, либо низкую адгезию.

Интерметаллиды системы Ti–Al (TiAl, TiAl₃) и МАХ-фаза Ti₂AlC представляют собой химические соединения с принципиально иной структурой, сочетающей свойства металлов (пластичность, электропроводность) и керамики (жаропрочность, стойкость к окислению). В отличие от традиционных покрытий (например, TiN, CrN), интерметаллиды Ti–Al имеют низкую плотность ($\approx 3,9\text{--}4,2\text{ г/см}^3$) и сохраняют упорядоченную структуру до температур плавления (до 1460°C), а МАХ-фаза Ti₂AlC образует при окислении плотный защитный слой $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, стабильный до 1400°C .

Уникальные свойства интерметаллидов Ti–Al и МАХ-фазы Ti₂AlC:

- *жаростойкость*: при 850°C покрытие сохраняет целостность до 500 часов (обычные нитридные покрытия деградируют через 100–200 часов);

- *самозалечивание*: МА;

- Х-фазы способны закрывать микротрещины при высоких температурах за счет диффузии алюминия;

- *низкий коэффициент трения*: Ti₂AlC имеет коэффициент трения 0,17–0,26, что сравнимо с алмазоподобными покрытиями, но при намного большей термостойкости;

- *высокая адгезия*: коэффициент термического расширения Ti₂AlC близок к TiAl-сплавам, что исключает растрескивание при термоциклировании (проблема большинства керамических покрытий).

Таким образом, интерметаллиды Ti–Al и МАХ-фаза Ti₂AlC обеспечивают уникальное сочетание пластичности, жаростойкости и самовосстановления, недостижимое для нитридов и карбидов переходных металлов. Разработанный в лаборатории УУНиТ метод вакуумно-дугового осаждения позволяет промышленно наносить такие покрытия на детали ГТД.

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ФАКТОРЫ УПРАВЛЕНИЯ ДЕГРАДАЦИЕЙ
БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ Fe–Mn-СПЛАВОВ**

**Рыбальченко О.В.¹, Анисимова Н.Ю.², Лукьянова Е.А.¹, Рыбальченко Г.В.³,
Табачкова Н.Ю.^{4,5}, Беляков А.Н.⁶, Щетинин И.В.⁴, Страумал П.Б.¹,
Добаткин С.В.¹, Киселевский М.В.^{1,2}**

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия*

² *Национальный медицинский исследовательский центр онкологии им. Н. Н. Блохина Министерства здравоохранения Российской Федерации, Москва, Россия*

³ *Физический институт им. П. Н. Лебедева Российской академии наук, Москва, Россия*

⁴ *НИТУ МИСИС, Москва, Россия*

⁵ *Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук, Москва, Россия*

⁶ *Международный институт Герберта Глейтера, Ляонинская академия материалов, Шэньян, Китай
rybalch@mail.ru*

Функциональные свойства биодеградируемых Fe–Mn-сплавов определяются химическим составом и характером структурно-фазового состояния, созданного как благодаря легированию, так и в процессе термомеханической обработки, в том числе интенсивной пластической деформации. При создании временных имплантатов особенно важно согласовать обеспечение механической поддержки биоматериала с кинетикой его биодеградации, одновременно обращая внимание на безопасность продуктов деградации. Цель данной работы заключалась в определении влияния выделений вторичных фаз и двух типов дефектной структуры — двойниковой и зеренно-субзеренной — на функциональные характеристики Fe–Mn-сплавов и вызываемый ими биологический ответ.

Исследование проводили на сплавах Fe–Mn–0,2Dy, Fe–Mn–1Cu и Fe–Mn–5Si в исходных и деформированных состояниях. Кручение под высоким давлением выполняли при 20 и 300 °С. Режимы равноканального углового прессования обеспечивали формирование либо развитой системы деформационных двойников, либо высокофрагментированной зеренно-субзеренной структуры. Структурное и фазовое состояния исследовали методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгеновской дифракции. Механические характеристики определяли при испытаниях на растяжение и по значениям микротвердости. Электрохимическое поведение оценивали методом потенциодинамической поляризации в физиологическом растворе. Для исследуемых сплавов изучали гемосовместимость, цитотоксичность, активность лейкоцитов и рост бактерий *in vitro*. Реакцию костной ткани на штифты из Fe–Mn–5Si исследовали с помощью микро-КТ и гистологического анализа.

Микролегирование Dy сопровождалось уменьшением среднего размера зерна Fe–Mn-матрицы и появлением локализованных Dy-содержащих частиц размером до 4 мкм. Скорость коррозии при этом увеличивалась с 0,36 до 0,50 мм/год, при отсутствии существенного изменения потенциала коррозии. Равноканальное угловое прессование при температуре 450 °С приводит к измельчению структуры до среднего размера структурных элементов около 400 нм, что увеличивает как прочность сплава, так и скорость коррозии. Полученные данные свидетельствуют о значительной роли

локальной электрохимической неоднородности, возникающей вследствие перераспределения анодных и катодных участков вблизи вторичных фаз.

После кручения под высоким давлением предел прочности сплава Fe–Mn–1Cu повышается вплоть до 1400 МПа. Характер изменения деградации определялся температурой обработки и сформированной дефектной структурой. При деформации при 20 °С образовывались тонкие двойники и полосы сдвига, а скорость коррозии снижалась с 0,42 до 0,28 мм/год. Повышение температуры обработки до 300 °С сопровождалось увеличением скорости коррозии до 0,47 мм/год, что может быть связано с совместным действием дислокационной структуры и Cu-содержащих выделений. Сходная зависимость установлена для Fe–Mn–5Si. В состоянии с развитой системой двойниковых границ скорость коррозии составляла около 0,25 мм/год, а после формирования зеренно-субзеренной структуры со средним размером структурных элементов до 100 нм достигала 0,40 мм/год. Зеренно-субзеренное состояние обеспечивало максимальный предел прочности около 1626 МПа.

Значимого повреждения клеток крови при контакте с Cu-содержащим сплавом обнаружено не было, а цитотоксическое действие его экстрактов оставалось ниже принятого порога 30 %. Экстракты не обеспечивали выраженного подавления роста *Escherichia coli* и *Staphylococcus epidermidis*. Одновременно продукты деградации более чем на 75 % усиливали поглощение *E. coli* фагоцитами и почти двукратно повышали образование активных форм кислорода. Биологическая функциональность материала, таким образом, проявлялась преимущественно в стимуляции врождённого противомикробного ответа.

Через шесть недель внутрикостной имплантации уменьшение массы штифтов Fe–Mn–5Si сплава относительно исходного значения составляло 1,7–3,4 %. В области контакта формировались костная мозоль и новая костная ткань, восстанавливались трабекулы, кровеносные сосуды и клеточный состав костного мозга. Морфологические признаки острой воспалительной реакции и отторжения отсутствовали. Рентгеновская плотность костной стенки в зоне дефекта, стабилизированного штифтом, превышала значение контрольной группы. Статистически значимых различий в динамике восстановления между двумя структурными состояниями сплава выявлено не было.

Совокупность полученных результатов показывает, что деградационное поведение Fe–Mn-сплавов определяется взаимодействием химического состава с локальной фазовой и дефектной неоднородностью. Повышение общей плотности дефектов не приводит к однозначному ускорению растворения. Двойниковые границы способны снижать скорость коррозии, в то время как зеренно-субзеренная структура и выделения вторичных фаз могут усиливать коррозионные процессы. Поэтому изменение структурно-фазового состояния материала может рассматриваться как самостоятельный инструмент проектирования биорезорбируемых имплантатов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 26-13-00288).

**СОПРОТИВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb-Ta-Sn В СРАВНЕНИИ
С ДРУГИМИ БИОСОВМЕСТИМЫМИ СПЛАВАМИ**

Сабитов А.Р.¹, Фаррахов Р.Г.¹, Аубакирова В.Р.¹, Парфенов Е.В.^{1,2}

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Университет Чанчжоу, Чанчжоу, Китай

sabitovazat1669@yandex.ru

Металлические имплантаты для ортопедии и стоматологии должны сочетать в себе механическую совместимость с костью, долговременную устойчивость к коррозии в физиологических средах и поверхность, способствующую быстрой остеоинтеграции. Коммерчески чистый титан, цирконий и сплавы на их основе, например, Ti-6Al-4V, удовлетворяют многим из этих требований, но все же имеют недостатки, в число которых входит модуль упругости, значительно превышающий его значение для кортикальной кости, и наличие легирующих элементов (Al, V), которые оказывают негативное влияние на организм при долговременном воздействии.

Многокомпонентные и высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), содержащие несколько основных биосовместимых элементов (Ti, Zr, Nb, Ta), имеют пониженный модуль упругости, поэтому в настоящее время активно исследуется их применение в качестве имплантируемых материалов нового поколения. Для ВЭС характерна высокая энтропия смешения, которая стабилизирует однофазный β объемно-центрированную кубическую решетку и приближает модуль упругости ближе к кости. Кроме того, при одновременной пассивации образуется несколько оксидов (TiO₂, ZrO₂, Nb₂O₅, Ta₂O₅), что должно способствовать устойчивости к коррозии в хлорид-содержащих жидкостях организма. Для создания имплантатов сплавы на основе Ti-Zr-Nb-Ta особенно привлекательны, поскольку все составляющие элементы уже используются в медицине, а добавление олова в качестве β -стабилизатора позволяет получать сплавы Ti-Zr-Nb-Ta-Sn с заданным модулем упругости и высокой механической стабильностью [1].

В работе исследовали коррозионные свойства следующих материалов: титан Grade 2, сплав Zr-1Nb, сплав Ti-18Zr-15Nb (TZN) и высокоэнтропийный сплав Ti30-Zr38-Nb20-Ta8-Sn4 (TZNTS) [1, 2]. Соппротивление электрохимической коррозии исследовали в растворе Рингера при 37±1 °С с помощью потенциостата-импедансметра Элинс Р-5Х в трехэлектродной ячейке объемом 100 мл с хлоридсеребряным электродом сравнения (E₀=0,222 В) и графитовым противозлектродом. Измерение электродного потенциала проводилось в течение 30 минут для достижения установившегося значения. Измерение поляризационных кривых осуществлялось в диапазоне от -600 мВ до +1500 мВ со скоростью сканирования 0,25 мВ/с относительно установившегося электродного потенциала. Результаты потенциодинамических исследований приведены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты потенциодинамических исследований

Код образца	E _{corr} (В)	I _{corr} (А·см ⁻²)	R _p (Ом·см ²)
Ti	-0,273	3,65·10 ⁻⁸	5,53·10 ⁵
Zr	-0,488	6,69·10 ⁻⁸	1,02·10 ⁶
TZN	-0,111	7,46·10 ⁻⁸	5,97·10 ⁵
TZNTS	-0,157	1,44·10 ⁻⁷	2,31·10 ⁵

Как видно из результатов расчетов, ток коррозии увеличивается в ряду сплавов: Ti→Zr→TZN→TZNTS. Так как по потенциалу коррозии титан оказывается более благородным металлом, чем цирконий, то появление его в сплавах повышает ток коррозии в сплаве TZN. Наиболее коррозионно-активным сплавом оказался TZNTS из-за своего сложного состава и наличия коррозионных гальванопар, наиболее сильная из которых Ti-Sn ($\Delta E=1,21$ В).

Таким образом, по результатам исследования показано повышение коррозионной активности биосовместимых металлов, в том числе многокомпонентных и высокоэнтروпийных сплавов на основе титана. Наименьшим сопротивлением к электрохимической коррозии в растворе Рингера обладает высокоэнтропийный сплав Ti-Zr-Nb-Ta-Sn, что требует применения биосовместимых коррозионно-стойких покрытий при его использовании в организме человека.

Список литературы:

1. Ozerov M., Yurchenko N., Sokolovsky V., Nozdracheva E., Panina E., Nadezhdin S., Stepanov N., Zherebtsov S. Microstructure and Mechanical Properties of Biomedical Ti-Zr-Nb-Ta-Sn High-Entropy Alloys // *Metals*. – 2023. – Vol. 13, № 2. – P. 353.
2. Konopatsky A. S., Dubinskiy S. M., Zhukova Y. S., Sheremetyev V., Brailovski V., Prokoshkin S. D., Filonov M. R. Ternary Ti-Zr-Nb and quaternary Ti-Zr-Nb-Ta shape memory alloys for biomedical applications: Structural features and cyclic mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 702. – P. 301-311.

**ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ РАЗМЕРНАЯ ОБРАБОТКА
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ В ЭЛЕКТРОЛИТАХ С ОРГАНИЧЕСКИМИ
ДОБАВКАМИ**

Сабурова Ю.Б.

Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

saburova.yb@mail.ru

Для меди М1, переведённой равноканальным угловым прессованием в ультрамелкозернистое состояние, практический интерес связан не только с ростом прочности. При изготовлении электротехнических и микромеханических деталей важно, сохраняет ли такой материал высокую электро- и теплопроводность и насколько устойчиво он обрабатывается при получении сложного профиля. Электрохимическая размерная обработка здесь удобна, поскольку не создаёт значительных механических нагрузок на заготовку. Однако у УМЗ-меди имеются свои особенности: анодное растворение меняется после разных циклов РКУП, а в межэлектродном промежутке быстро накапливаются продукты растворения. Поэтому в работе рассмотрены условия высокоскоростного анодного растворения меди М1 и подбор добавок к электролиту, которые позволяют удерживать скорость обработки, точность формы и качество поверхности в одном технологическом интервале.

Материал деформировали по маршрутам А1–А12, В12 и F12. После такой обработки формировалась зёрнистая структура с характерным размером 50–600 нм; для сопоставления использовали исходное крупнозернистое состояние. Электрохимическое поведение оценивали по стационарным потенциалам, потенциодинамическим кривым и данным гравиметрии. Содержание ионов меди в растворе определяли йодометрическим титрованием, а состав поверхностных слоёв — рентгеноспектральным анализом. Условия ВАР воспроизводили на лабораторной установке-имитаторе ЭХО, затем проверяли выбранные режимы на промышленном станке СЭП-902. В качестве базовых сред использовали нитратные и хлоридные растворы натрия; в них вводили моно-, ди- и триэтаноламин, отдельные поверхностно-активные вещества и бензотриазол.

Сравнение образцов показало ожидаемую, но важную для технологии закономерность: чем больше число проходов РКУП, тем выше электрохимическая активность меди в активирующих средах. При этом сами маршруты А12, В12 и F12 при одинаковом числе проходов не дают заметного расхождения по скорости растворения. Химическое полирование уменьшает коррозионную активность примерно в 1,5 раза; эффект сохраняется для разных маршрутов деформирования. После коррозионного воздействия на поверхности преимущественно фиксируется Cu_2O . Добавки аминов переводят ионы меди в связанное состояние и тем самым стабилизируют удаление продуктов растворения из рабочей зоны. Часть ПАВ дополнительно снижает шероховатость поверхности, а бензотриазол оказался полезен для флотационного отделения шлама от электролита. Разработанный состав электролита для ЭХО УМЗ-меди защищён патентом РФ № 2221677.

Практический вывод состоит в том, что управление органическими добавками позволяет рассматривать обработку УМЗ-меди как регулируемый процесс, а не как простое растворение металла в активной среде. Выбранные рецептуры электролитов и режимы ЭХО обеспечивают производительное формообразование наноструктурной меди при контролируемом качестве поверхности и одновременном удалении шлама, что особенно важно при переходе от лабораторных образцов к выпуску функциональных изделий.

Список литературы:

1. Патент РФ № 2221677. Электролит для электрохимической размерной обработки меди.
2. Амирханова Н.А., Кутнякова Ю.Б. Влияние ультрамелкозернистой структуры на коррозионные свойства и анодное растворение меди // Вестник УГАТУ.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЗАЩИТНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО
ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ (TiZrVCrAl)N НА КРУПНОЗЕРНИСТОМ
И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6**

Савина Я.Н.¹, Валиев Р.Р.¹, Овчинников С.В.², Назаров А.Ю.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской
академии наук, Томск, Россия
savina.yana18@yandex.ru

Титановые сплавы широко применяются в авиационной промышленности благодаря высокой удельной прочности, стойкости к коррозионным и усталостным нагрузкам в условиях температурных, статических и динамических нагрузок [1]. Однако современные требования, предъявляемые к ответственным деталям и узлам авиадвигателя, обуславливают необходимость дальнейшего повышения их эксплуатационной надежности и ресурса. Одним из перспективных методов значительного увеличения прочностных и усталостных свойств является формирование ультрамелкозернистого (УМЗ) структурного состояния в объеме материала деталей, используя методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [2].

Как известно, ответственные детали из титановых сплавов работают в жестких условиях, сочетающих высокие механические нагрузки с тепловым и эрозионным воздействием, что ускоряет их выход из строя. С целью повышения эксплуатационной надежности и долговечности поверхность ответственных деталей нуждается в специальных защитных покрытиях [3]. Одним из перспективных направлений в этой области является применение высокоэнтропийных нитридных покрытий [4], которые демонстрируют более высокую стойкость к окислению, термическую стабильность, твердость и износостойкость, чем простые нитридные системы (TiN, CrN, ZrN и др.). Исследования показали, что покрытия из высокоэнтропийного сплава на основе системы TiZrVCrAl обладают высокой прочностью, износостойкостью и коррозионной стойкостью [5].

Таким образом, комбинация УМЗ-структуры в объеме материала (изделия) и высокоэнтропийного покрытия на поверхности может обеспечить комплексное повышение механических и эрозионных характеристик, что открывает перспективы для увеличения ресурса ответственных деталей. Однако практическая реализация такого подхода требует детального изучения структурного состояния области границы раздела «покрытие – подложка», поскольку понимание механизмов формирования покрытия является ключевым для достижения высоких эксплуатационных свойств.

В работе представлены результаты микроструктурных исследований и оценка механических характеристик покрытий системы (TiZrVCrAl)N, сформированных методом вакуумно-дугового осаждения на подложках титанового сплава ВТ6 в крупнозернистом и ультрамелкозернистом структурных состояниях. Установлено, что переход от крупнозернистой к ультрамелкозернистой подложке изменяет кинетику роста покрытия (TiZrVCrAl)N/TiN. За счет высокой плотности границ зерен УМЗ подложки, выступающих центрами кристаллизации, формируется более мелкодисперсная равноосная микроструктура покрытия, что обеспечивает повышение его механических характеристик и открывает возможности для инновационных применений.

Список литературы:

1. Gupta, R. K. Strain hardening in aerospace alloys / R. K. Gupta, C. Mathew, P. Ramkumar // *Frontiers in Aerospace Engineering*. — 2015. — Т. 4, № 1. — С. 1–13. — DOI: 10.12783/fae.2015.0401.01.
2. Valiev, R. Z. Ultrafine-Grained Materials / R. Z. Valiev, I. V. Alexandrov, M. Kawasaki, T. G. Langdon. — 1st ed. — Cham : Springer International Publishing, 2024. — 170 p. — (The Minerals, Metals & Materials Series).
3. Singh, P. On the characteristics of titanium alloys for the aircraft applications / P. Singh, H. Pungotra, N. S. Kalsi // *Materials today: proceedings*. — 2017. — Т. 4, № 8. — С. 8971–8982. — DOI: 10.1016/j.matpr.2017.07.249.
4. Lewin, E. Multi-component and high-entropy nitride coatings—A promising field in need of a novel approach / E. Lewin // *Journal of Applied Physics*. — 2020. — Т. 127, № 16. — С. 160901.
5. Xu, Y. Synthesis and characterization of super-hard AlCrTiVZr high-entropy alloy nitride films deposited by HiPIMS / Y. Xu, G. Li, Y. Xia // *Applied Surface Science*. — 2020. — Vol. 523. — С. 146529.

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ЭКВИАТОМНЫЕ СПЛАВЫ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА**Салищев Г.А.***Научно-производственная ассоциация «Технопарк авиационных технологий», г. Уфа, Россия*

gsalishchev@gmail.com

К многокомпонентным эквиатомным сплавам (МЭС) относят композиции, находящиеся в слабоизученных центральных областях фазовых диаграмм. По исследованиям последних лет они обладают неожиданными структурами и свойствами. Известны МЭСы с относительно стабильной однофазной структурой на основе твердого раствора. Важнейшая особенность твердого раствора в МЭСах в том, что каждый атом какого-либо элемента окружен чужеродными атомами других элементов, дисторсия кристаллической решетки от которых влияет как на механические, так и электрические, оптические и химические свойства, воздействуя на развитие диффузионно-контролируемых фазовых превращений и на зарождение, рост, распределение и морфологию фаз, повышая их стабильность при высоких температурах [1]. Другое качество, характерное для МЭСов, получившее название «коктейль» эффект [2], проявляется в том, что взаимодействие компонентов в твердом растворе может оказывать более сильное влияние на макроскопические свойства, чем только их сумма.

По химическому составу выделяют основные группы сплавов – на основе 3d переходных (Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni, Ti, V) и тугоплавких (Cr, Hf, Mo, Nb, Ta, Ti, V, W, Zr) металлов [3]. Наиболее изучены композиции CoCrFeMnNi, HfNbTaTiZr и VNbMoTaW, а также DyGdHoTbY с однофазной структурой на основе ГЦК, ОЦК и ГПУ твердых растворов, соответственно. Вместе с тем, матрицей многих МЭСов могут быть упорядоченные (интерметаллидные) фазы.

Одной из главных особенностей МЭСов являются их выдающиеся механические свойства, которые зачастую превышают характеристики промышленных сплавов. Причиной этого является влияние состава на механизмы деформации и индуцируемые пластической деформацией структурные и фазовые превращения. Одно из возможных направлений их применения для изделий, работающих при криогенных температурах. Для высокотемпературных применений перспективны МЭСы на основе тугоплавких металлов, которые для снижения плотности легируют алюминием. Для функциональных применений разрабатываются материалы накопители водорода для энергетики, магнитные, радиационно-стойкие, с высокими каталитическими свойствами. Обсуждаются подходы к дизайну МЭСов.

Список литературы:

1. Yan, X. Functional properties and promising applications of high entropy alloys / X. Yan, Y. Zhang // Scripta Materialia. — 2020. — V. 187. — P. 188-193. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.06.017>.
2. Ranganathan, S. Alloyed pleasures: Multimetallc cocktails / Current Science. — 2003. — V. 85. — P. 1404-1406.
3. Miracle, D. B. A critical review of high entropy alloys and related concepts / D. B. Miracle, O. N. Senkov // Acta Materialia. — 2017. — V. 122. — P. 448-511. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>

УДК 669.2, 620.3

**ВЛИЯНИЕ ОБРАТИМОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА
МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-6Al-4V
ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ**

Семенова И.П., Резяпова Л.Р., Александров И.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Semenova-ip@mail.ru

В данной работе исследуется эффект обратимого водородного легирования сплава Ti-6Al-4V на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства до и после равноканального углового прессования (РКУП). Показано, что введение 0,3% водорода с последующей закалкой в воду с 850 °С приводит к образованию тонкопластинчатого α'' -мартенсита, что позволило осуществить 6 проходов ($\epsilon \sim 4,2$) прессования при 600 °С. В результате РКУП сплава Ti-6Al-4V-H и последующей термовакуумной обработки для удаления водорода сформировалась ультрамелкозернистая структура со средним размером α -фазы 0,15 мкм, что привело к упрочнению сплава до 1500 МПа с относительным удлинением около 5%. В докладе обсуждаются причины более существенного измельчения зеренной/субзеренной микроструктуры и, соответственно, повышения прочности гидрированного сплава после РКУП при условии накопления меньшей степени деформации по сравнению с безводородным сплавом.

Данное исследование было проведено в рамках гранта РНФ № 23-43-00041 совместно с коллегами из Нанкинского технологического университета (проф. Дун Юэчэн и проф. Сунь Чжунган).

**ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ОБРАЗЦОВ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА ZX10
НА СКОРОСТЬ ИХ КОРРОЗИИ В ФИЗИОЛОГИЧЕСКОМ РАСТВОРЕ****Сергеев А.А., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н.***НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Россия**dremora2018@gmail.com*

В настоящее время активно ведется разработка магниевых сплавов для биорезорбируемых имплантатов. Одной из ключевых характеристик данных материалов является скорость их растворения (коррозии). Тем не менее, в настоящий момент отсутствует какой-либо стандарт, или хотя бы общепринятая методика, которая регламентировала бы условия проведения коррозионных испытаний для определения скорости коррозии таких материалов. При этом влияние многих факторов методического характера на результаты коррозионных испытаний остается мало изученным. В частности, влияние отношения площади рабочей (контактирующей с коррозионным раствором) поверхности образцов к объему электролита в коррозионной ячейке остается дискуссионным вопросом. Целью данной работы было установить влияние соотношения суммарной площади образцов к объему электролита в коррозионной ячейке на скорость коррозии сплава ZX10 при *in vitro* испытаниях.

Исследование проводилось при помощи оригинального multifunctional комплекса для коррозионных испытаний [1], который позволяет проводить длительные испытания с автоматическим поддержанием уровня pH и температуры коррозионного раствора, а также осуществлять его непрерывное обновление. В качестве материала исследования был выбран промышленный магниевый сплав Mg-1%Zn-0,1%Ca (ZX10), применяемый для изготовления медицинских имплантатов. Из экструдированного прутка данного сплава на токарном станке алмазным резцом вытачивались цилиндрические образцы двух типоразмеров: 1) 5×25 мм и 2) 2×10 мм. Коррозионные испытания проводили в физиологическом растворе состава 0,9% NaCl, температура которого поддерживалась в пределах 37±1°C путём его непрерывной циркуляции через теплообменник, расположенный в ванне термостата. В течении всего эксперимента осуществлялась непрерывная закачка свежего раствора в ячейку со скоростью 60 мл/час. При этом отработанный раствор самотеком стекал в отдельный бак. Объем раствора, непрерывно находящийся в ячейках, составлял 1,5 л. Таким образом, за одни сутки раствор в ячейке практически полностью обновлялся. За все время испытания, составлявшее 596 ч., через ячейку проходил объем раствора равный $\square 37$ л.

Большие образцы (5×25 мм) были установлены в коррозионной ячейке вертикально на специальных пьедесталах и целиком накрыты коническими центрифужными пробирками для сбора выделяющегося водорода. Нижняя часть каждого образца была утоплена в пьедестал и почти не подвергалась коррозии. Площадь образца, непосредственно контактировавшая с коррозионным раствором, составляла 3,3 см². Маленькие образцы (2×10 мм) располагались горизонтально на нейлоновой сетке на некотором расстоянии от дна ячейки. Площадь поверхности каждого маленького образца составляла 0,69 см². С маленьких образцов сбор водорода не осуществлялся.

Изучение влияния количества образцов на скорость коррозии проводилось в 4-х отдельных ячейках без поддержания pH. В ячейке I находилось 4 больших образца (каждый в своей пробирке) и 10 маленьких (суммарная площадь поверхности образцов S=20,2 см²). Из этой ячейки каждые несколько дней извлекалось по 2 маленьких образца для определения скорости коррозии по потере веса. В ячейке II также находилось 4

больших и 10 маленьких образцов, но они не извлекались до конца испытания. В ячейке III было только 4 больших образца ($S=13,3 \text{ см}^2$), а в ячейке IV только 10 маленьких образцов ($S=6,9 \text{ см}^2$), которые не извлекались до конца испытания.

По итогам испытаний было установлено, что количество образцов (отношение суммарной площади поверхности к объему электролита) в ячейке, и способ коррекции pH оказывают существенное влияние на скорость коррозии сплава ZX10. Из гистограммы на рис. 1а видно, что в ячейках, где были только большие ($S=13,3 \text{ см}^2$) или только маленькие ($S=6,9 \text{ см}^2$) образцы скорости коррозии были, примерно, в 1,5 раза выше, чем в ячейках, где были и маленькие, и большие образцы ($S=20,2 \text{ см}^2$). При этом установлено, что у больших и маленьких образцов, которые находились в ячейке II до конца испытания, скорость коррозии была одинакова в пределах погрешности.

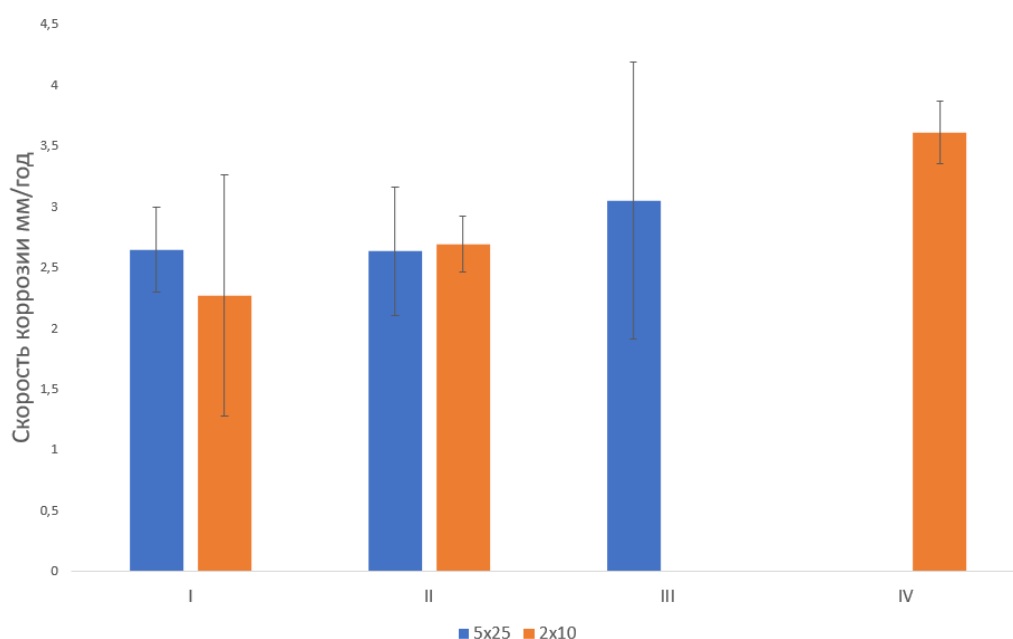


Рисунок 1 – Скорость коррозии больших и маленьких образцов в ячейках, где I – это ячейка, где периодически извлекались малые образцы; II – ячейка где маленькие образцы не извлекались; III – ячейка только с большими образцами, а IV – только с маленькими, которые так же не извлекались

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, тема № FEMR-2026-0007.

Список литературы:

1. Мерсон Евгений Дмитриевич, Полуянов Виталий Александрович, Мягих Павел Николаевич, Мерсон Дмитрий Львович, Сергеев Александр Александрович, Костин Владимир Иванович, «Мультифункциональный комплекс для исследования процесса коррозионного повреждения магниевых сплавов», патент № 2863009

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА $Zn-0,8Li-0,1Ca$ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ
РЕЖИМАХ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Сиразеева А.Р., Кулясова О.Б., Парфенов Е.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

sirazeeva.arina@mail.ru

Цинковые биорезорбируемые сплавы представляют собой перспективный класс материалов для временных имплантатов благодаря сбалансированной скорости резорбции и высокой биосовместимости [1]. Низкая прочность технически чистого цинка обуславливает необходимость легирования и применения методов интенсивной пластической деформации, направленных на формирование ультрамелкозернистой структуры [2]. В настоящей работе исследован сплав $Zn-0,8Li-0,1Ca$ (мас.%) в четырёх структурных состояниях, полученных последовательной реализацией различных схем обработки: гомогенизированный отжиг (исходное состояние), горячая прокатка, комбинация прокатки с равноканальным угловым прессованием по схеме Конформ, трёхэтапный маршрут, включающий прокатку, РКУП и финишную прокатку. Цель работы состояла в выявлении закономерностей эволюции микроструктуры и механических свойств при переходе от крупнозернистого к ультрамелкозернистому состоянию, определении оптимального режима для достижения высокого комплекса характеристик.

В гомогенизированном состоянии структура представлена грубыми дендритами интерметаллида $LiZn_4$ (рис.1 а) и эвтектическими колониями $Zn+LiZn_4$. Низкая пластичность (табл. 1) обусловлена хрупкостью кальциевых частиц и эвтектоидных прослоек [3,4].

Горячая прокатка трансформирует дендритную структуру в полосовую – эвтектические прослойки вытягиваются вдоль направления деформации (рис.1 б), а кальциевые частицы сохраняют угловатую морфологию, не диспергируясь. Это приводит к росту $\sigma_{0,2}$ до 450 МПа и σ_b до 580 МПа, пластичность увеличивается до 15 %. Повышение прочности связано с фрагментацией дендритов и субструктурным упрочнением.

Применение РКУП-Конформ после прокатки формирует строчечную структуру в продольном сечении и более однородное распределение эвтектики в поперечном (рис.1 в). Рост пластичности связан с измельчением структуры и формированием более благоприятной текстуры для деформирования.

Наиболее подходящий баланс характеристик, отвечающий требованиям к материалам для биорезорбируемых имплантатов, достигается после трёхэтапной обработки. Формируется ультрамелкозернистая структура с равноосными зёрнами, фрагментированными эвтектическими колониями и равномерно распределёнными вторичными фазами (рис.1 г). Это обеспечивает максимальную прочность ($\sigma_{0,2} = 456$ МПа, $\sigma_b = 587$ МПа) при достаточной пластичности ($\delta = 20$ %). Таким образом, трёхэтапная обработка позволяет достичь оптимального сочетания прочности и пластичности, что делает сплав $Zn-0,8Li-0,1Ca$ перспективным для биорезорбируемых имплантатов, работающих в условиях статических и циклических нагрузок [3,4].

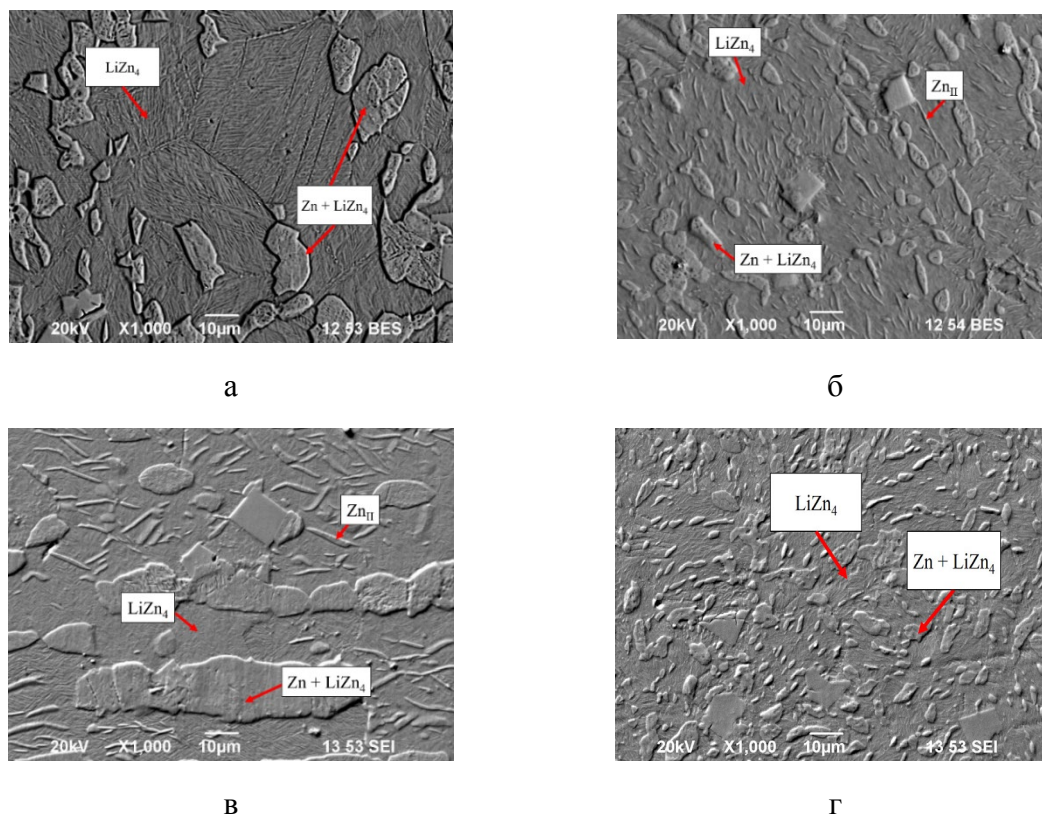


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Zn–0,8Li–0,1Ca: (а) исходное состояние (РЭМ), (б) после прокатки (РЭМ), (в) после прокатки и РКУП-Конформ (РЭМ), (г) после трёхэтапной обработки (РЭМ).

Таблица 1 – Механические свойства сплава Zn–0,8Li–0,1Ca при различных обработках ($\varepsilon = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$)

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	348±5	320±9	3±1
Прокатка	580±19	450±12	15±4
Прокатка + РКУП-Конформ	550±13	427±15	21±3
Прокатка + РКУП + прокатка	587±16	456±12	20±2

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РФФ № 24-43-00154. Работа проведена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий).

Список литературы

1. Venezuela J., Dargusch M.S. The influence of alloying and fabrication techniques on the mechanical properties, biodegradability and biocompatibility of zinc: A comprehensive review // *Acta Biomaterialia*. 2019. V. 87. P. 1–40.
2. Zhang Z. et al. Biodegradable ZnLiCa ternary alloys for critical-sized bone defect regeneration at load-bearing sites: In vitro and in vivo studies // *Bioactive Materials*. 2021. V. 6. № 11. P. 3999–4013.
3. Liu K. et al. Biocompatibility and osteoinductivity of biodegradable Zn-Li-Ca ternary alloys for bone regeneration: In vitro and in vivo studies // *Journal of Alloys and Compounds*. 2024. V. 1002. P. 175396.
4. Liu K. et al. Biodegradable Zn0.8Li0.1Ca alloy enhances bone regeneration via angiogenic-osteogenic coupling: In vitro and in vivo studies // *Materials Today Communications*. 2025. P. 113280.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЯЧЕИСТОЙ РЕАКЦИИ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ И МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА

Соколовский В.С.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ
«БелГУ»), Белгород, Россия
sokolovskiy@bsuedu.ru*

Сплавы на основе гамма-алюминидов титана рассматриваются как перспективные материалы для деталей газотурбинных двигателей благодаря низкой плотности, высокой удельной прочности, сопротивлению ползучести и окислению [1]. Их широкое применение ограничивается низкой пластичностью и чувствительностью свойств к размеру колоний, межпластинчатому расстоянию и фазовому составу. В современных γ -TiAl-сплавах особое внимание уделяется β -затвердевающим и β -стабилизированным системам, легированным Nb, Mo, V, Zr и другими элементами. Такие сплавы характеризуются более благоприятной технологичностью при горячей обработке, поскольку наличие высокотемпературной β -фазы может снижать сопротивление деформации и способствовать более однородному формоизменению [2, 3]. В то же время присутствие β -стабилизаторов усложняет фазовые превращения и требует точного определения температурных границ фазовых областей. Поэтому сочетание термодинамического моделирования, дифференциальной сканирующей калориметрии и экспериментальной проверки методом пробных закалок является необходимым этапом при разработке режимов термической обработки таких материалов.

Одним из перспективных подходов к повышению комплекса свойств сплавов на основе гамма-алюминидов титана является формирование гетерогенных структур, формирующихся в ходе управляемой ячеистой реакции. В ходе такой реакции исходная тонкопластинчатая или нанопластинчатая структура может частично или полностью трансформироваться в крупнопластинчатую структуру, отличающиеся межпластинчатым расстоянием, химическим составом фаз и степенью равновесности. Формирование гетерогенных структур открывает возможность одновременного сочетания вклада тонкопластинчатых колоний в прочность и повышенной способности к пластической деформации за счет более крупнопластинчатых колоний и изменения фазового состава [3, 4]. Однако закономерности влияния режимов термической обработки на параметры гетерогенных структур и их влияния на механические свойства в двухфазных и трехфазных сплавах на основе гамма-алюминидов титана остаются недостаточно изученными. Цель работы - установить закономерности формирования гетерогенной структуры при термической обработке β -затвердевающих γ -TiAl-сплавов и определить её влияние на механические свойства.

Исследованы сплавы $(\alpha+\gamma+\beta)$ Ti-43,5Al-4Nb-1Mo и $(\alpha+\gamma)$ Ti-44,0Al-2,0V-1,0Nb-1,0Zr. Режимы обработки выбирали на основе термодинамического моделирования, данных дифференциально-сканирующей калориметрии и пробных закалок. Оценивали влияние режимов термической обработки на параметры, формирующейся гетерогенной структуры.

Для сплава трехфазного $(\alpha+\gamma+\beta)$ Ti-43,5Al-4Nb-1Mo установлено, что увеличение продолжительности последующего отжига сопровождается развитием ячеистой реакции и закономерным изменением доли и параметров крупнопластинчатых $(\beta+\gamma)$ -колоний. Переход от преимущественно нанопластинчатого состояния к гетерогенной структуре приводит к снижению условного предела текучести, но одновременно повышает степень деформации до разрушения. Дальнейшее увеличение продолжительности отжига

способствует укрупнению пластин и колоний, изменению соотношения структурных составляющих и последующему росту пластичности. Таким образом, формирование крупнопластинчатых колоний обеспечивает дополнительные механизмы пластической деформации, а их взаимодействие с нанопластинчатой матрицей позволяет одновременно повысить деформационную способность сплава.

Подобные закономерности выявлены и для двухфазного сплава Ti–44,0Al–2,0V–1,0Nb–1,0Zr. Термическая обработка приводит к формированию гетерогенной структуры, состоящей из нано- и крупнопластинчатых колоний, при этом изменение параметров обработки определяет их соотношение, размеры и межпластинчатое расстояние. По сравнению с однородной измельчённой пластинчатой структурой гетерогенное состояние характеризуется повышенной пластичностью при сохранении высокого уровня прочности. Улучшение механических свойств связано с совместной работой структурных составляющих: нанопластинчатые колонии обеспечивают сопротивление деформации, тогда как крупнопластинчатые колонии способствуют её локализации и реализации дополнительных механизмов пластической деформации, включая TWIP-эффект. Полученные результаты подтверждают общий характер выявленной зависимости и показывают, что управление кинетикой ячеистой реакции является эффективным способом оптимизации структуры и свойств β -затвердевающих γ -TiAl-сплавов.

Таким образом, ячеистая реакция и последующая термическая обработка могут рассматриваться как инструменты целенаправленного микроструктурного дизайна γ -TiAl-сплавов. Формирование крупнопластинчатых колоний снижает условный предел текучести, но обеспечивает дополнительные механизмы пластической деформации и повышает деформационную способность. При этом увеличение доли и размера крупнопластинчатой составляющей не имеет универсально оптимального значения: требуемое соотношение нано- и крупнопластинчатых колоний должно выбираться с учётом приоритетного сочетания прочности, пластичности и жаропрочных характеристик. Полученные результаты подтверждают перспективность управления кинетикой ячеистой реакции для создания гетерогенных структур, сочетающих высокую прочность сплавов на основе гамма алюминидов титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (соглашение № 25-79-10308) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

Список литературы:

1. Appel, F. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel. - Weinheim: Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, 2011. - 745 p.
2. Clemens, H. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys / H. Clemens, S. Mayer // Advanced Engineering Materials. - 2013. - Vol. 15. - P. 191-215. - DOI: 10.1002/adem.201200231.
3. Sokolovsky, V. S. The effect of cellular reaction on mechanical behavior and microstructure evolution of β -solidified γ -TiAl based alloy during hot deformation / V. S. Sokolovsky, N. D. Stepanov, G. A. Salishchev // Intermetallics. - 2025. - Vol. 179. - Article 108653. - DOI: 10.1016/j.intermet.2025.108653.
4. Huang, F. Microstructure and mechanical properties of a β -solidified TiAl alloy with different carbon additions / F. Huang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. - 2025. - Vol. 922. - Article 147597. - DOI: 10.1016/j.msea.2024.147597.

ОЦЕНКА АНИЗОТРОПИИ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЦИЛИНДРОВ ГЛУБИННО-ШТАНГОВЫХ НАСОСОВ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Степанова Е.А., Волкова Л.В.

*Ижевский государственный технический университет имени М.Т. Калашникова,
г. Ижевск, Россия
e.a.stepanova@istu.ru*

Цилиндры глубинно-штанговых насосов (ГШН) являются ответственным узлом в системе нефтедобывающего оборудования. Качество их эксплуатационных характеристик во многом зависит от структурной неоднородности, которая возникает в ходе технологического процесса изготовления. Целью работы является исследование анизотропии коэффициента Пуассона, модуля сдвига и модуля Юнга в цилиндрах ГШН на разных этапах производства с использованием методов акустического контроля.

Образцы цилиндров ГШН исследовались после четырех стадий технологического процесса изготовления: состояние поставки, высокотемпературный отпуск, шлифовка, ионное азотирование. Акустические исследования производились в трех сечениях по длине образцов в восьми точках с шагом в 45° по окружности. Измерения поперечных волн, распространяющихся в двух взаимно-перпендикулярных направлениях поляризации, выполнялись с использованием структуроскопа электромагнитно-акустического (СЭМА) с электромагнитно-акустическим преобразователем, измерения продольных волн – при помощи высокочастотного дефектоскопа DIO1000-РА с преобразователем на основе гибкой пьезовинилдентфторидной пленки. Измеренные значения времен задержек перечисленных типов волн позволили рассчитать анизотропию упругих характеристик по формулам:

$$A_v = \frac{1 - \gamma_{t_{\perp}, t_{\parallel}}^2}{(\gamma_{t_{\perp}, l}^2 - 2) \cdot (\gamma_{t_{\perp}, t_{\parallel}}^2 - \gamma_{t_{\parallel}, l}^{-2})} \cdot 100\%, \quad (1)$$

$$A_G = (1 - \gamma_{t_{\perp}, t_{\parallel}}^2) \cdot 100\%, \quad (2)$$

$$A_E = \frac{4 \cdot \gamma_{t_{\perp}, t_{\parallel}}^2 + 4 \cdot \gamma_{t_{\parallel}, l}^2 + 3 \cdot \gamma_{t_{\perp}, l}^4 - 4 \cdot \gamma_{t_{\perp}, t_{\parallel}}^2 \cdot \gamma_{t_{\perp}, l}^2 - 3 \cdot \gamma_{t_{\parallel}, l}^2 \cdot \gamma_{t_{\perp}, l}^2 - 4}{(3 \cdot \gamma_{t_{\perp}, l}^2 - 4) \cdot (\gamma_{t_{\perp}, l}^2 - 1)} \cdot 100\%, \quad (3)$$

где $\gamma_{t_{\perp}, t_{\parallel}}^2 = \frac{c_{\perp}^2}{c_{\parallel}^2} = \frac{t_{\parallel}^2}{t_{\perp}^2}$, t_l – значения временных задержек продольной волны, мкс.

На рис. 1 представлены обобщенные значения анизотропии для всех трех характеристик по этапам технологического процесса изготовления. Максимальные значения анизотропии модуля сдвига A_G и модуля Юнга A_E наблюдаются на этапе поставки (7,51% и 6,68% соответственно), минимальные – после шлифовки (6,82% и 6,06%). Для коэффициента Пуассона A_v минимум также достигается после этапа шлифовки (1,61%), а максимум после высокотемпературного отпуска (1,76%). Таким образом, шлифовка снижает анизотропию всех трех параметров, тогда как термические операции сохраняют или даже повышают ее.

На рис. 2 представлено распределение значений анизотропии модуля сдвига A_G в сечениях образцов, которая демонстрирует высокую неоднородность после различных этапов обработки, что свидетельствует о текстурной анизотропии. Наибольший размах между максимальным и минимальным значениями наблюдается после операции ионного азотирования (2,11%), наименьший – после шлифовки (1,31%). В состоянии

поставки и после высокотемпературного отпуска размах имеет промежуточное значение (примерно 1,87%).

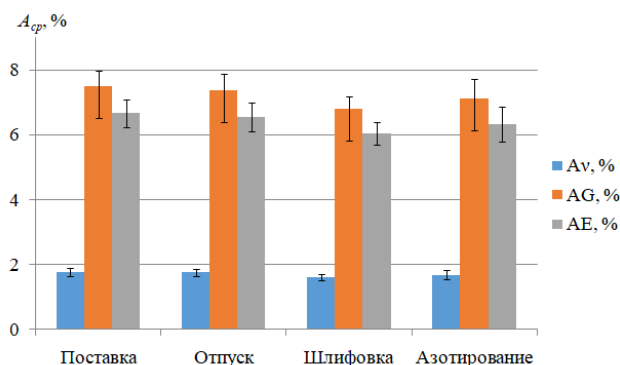


Рисунок 1. Средние значения анизотропии упругих характеристик после различных этапов технологического процесса изготовления

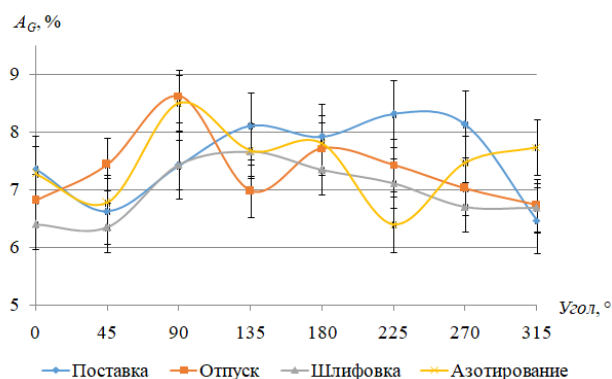


Рисунок 2. Значения анизотропии модуля сдвига A_G для каждого этапа технологического процесса изготовления в сечениях образцов

Таким образом, результаты акустического контроля показали, что цилиндры ГШН на всех этапах технологического процесса изготовления характеризуются выраженной анизотропией упругих характеристик, что свидетельствует о структурной неоднородности материала. Полученные результаты позволяют использовать анизотропию упругих характеристик как информативный параметр при оценке структурного состояния цилиндров ГШН.

Исследование выполнено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FZZN-2025-0003) с использованием УНУ «Информационно-измерительный комплекс для исследований акустических свойств материалов и изделий» (рег. номер: 586308).

**СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА
BT8M-1 С МИКРОВОЛОКНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ****Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

stockii_andrei@mail.ru

Жаропрочные титановые сплавы являются одними из основных материалов для изделий в авиации в качестве дисков и лопаток ГТД [1]. Их применимость обоснована повышенной удельной прочностью и высоким сопротивлением ползучести при температурах 300-550 °С по сравнению со сталью или никелевыми сплавами. Однако создание новых двигателей или повышение эффективности существующих ГТД, как правило, связано с разработкой новых сплавов, либо применением к уже известным сплавам каких-либо методов термической/термомеханической обработки с целью повышения их эксплуатационных свойств. При этом традиционные подходы по изготовлению лопаток КНД или КВД ограничены деформацией при температурах не ниже 800-900 °С из-за низкой технологической пластичности титановых сплавов, в результате чего в изделии формируется крупнозернистая структура с определенными механическими характеристиками [2].

В данной работе в качестве материала исследования использовался титановый двухфазный ($\alpha+\beta$) сплав BT8M-1 (Ti-5.7Al-3.8Mo-1.2Zr-1.3Sn-0.2Si), который относится к числу жаропрочных и может работать при температурах до 450°С. Из данного сплава изготавливаются лопатки компрессора газотурбинных двигателей (ГТД). Для повышения механических свойств сплава была применена ротационная ковка (РК), которая проводилась при температуре 750°С с постепенным обжатием по диаметру с 70 мм до 32 мм и обеспечила существенное изменение структуры сплава. Накопленная истинная степень деформации составила $\varepsilon \sim 1,56$. Это обеспечило существенное изменение структуры сплава позволило внести в материал истинную деформацию равную 1,56. В результате данной деформации структура из глобулярно-пластинчатой трансформируется в микроволокнистую с определенной долей УМЗ составляющей.

Как показывают исследования по применению к металлам и сплавам методов интенсивной пластической деформации формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры значительно повышает их механические свойства. К преимуществам таких материалов можно отнести низкотемпературную сверхпластичность, что позволяет снизить температуру формовки деталей, и повышенную усталостную прочность [3,4]. Однако испытания на сопротивление ползучести, то есть длительное воздействие повышенной температуры и нагрузки, многих УМЗ сплавов показывает негативную динамику. Так некоторые сплавы кроме ухудшения сопротивления ползучести обладают низкой стабильностью микроструктуры, что приводит к значительному росту зерен или ускоренным фазовым превращениям [5,6]. Обширных исследований на ползучесть УМЗ титановых сплавов, которые бы однозначно определили границу их применимости, практически не проводилось. Единственное сравнение между КЗ и УМЗ титановым сплавом Ti-6Al-4V было сделано при температуре 400°С и в диапазоне напряжений 300-600 МПа [7]. Результаты показывают более низкие значения по сопротивлению ползучести по сравнению с КЗ сплавом. Такие ограниченные исследования ползучести титановых сплавов не позволяют однозначно говорить о том, что титановые сплавы с УМЗ структурой при повышенных температурах будут постоянно обладать более низкой стойкостью к ползучести в отличие от КЗ аналогов. Оценка сопротивления ползучести и последующий анализ изменения микроструктуры остаются необходимым исследованием, поскольку в УМЗ материале за счет формирования большого количества

БУГ и МУГ могут происходить ускоренные процессы диффузии. Особенно это актуально для жаропрочных титановых сплавов, применяемых в авиации. Таким образом, изучение термостабильности и ползучести УМЗ титановых сплавов в широком интервале температур, анализ механизмов ползучести и фазовых превращений остается актуальной проблемой для их перспективных применений в авиации.

В связи с этим, в рамках настоящей работы анализировалось сопротивление ползучести при температурах 350-450°C титанового сплава ВТ8М-1 со структурой, представляющей собой микроволокна первичной альфа-фазы и УМЗ составляющей в виде равноосных и вытянутых зерен из α и β -фаз.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-00074, <https://rscf.ru/project/23-79-00074/>. Испытания на ползучесть выполнены в ЦКП научно-образовательного центра «Нанотех» УУНиТ.

Список литературы:

1. Leyens, C. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications / C. Leyens, M. Peters. – Weinheim: Wiley-VCH Verlag, GmbH, 2003. – p. 513.
2. Богуслаев, В.А. Авиационно-космические материалы и технологии: учебник для студентов вузов / В.А. Богуслаев, А.Я. Качан, Н.Е. Калинина [и др.]. — Запорожье: Мотор Сич, 2007. — 382 с.
3. Valiev, R. Z. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications / R. Z. Valiev, A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon. – John Wiley & Sons Inc.: New Jersey, 2013. – p. 456.
4. Semenova, I. P. Fatigue Properties of Ti Alloys with an Ultrafine Grained Structure: Challenges and Achievements / I. P. Semenova, Y. M. Modina, A. G. Stotskiy, A. V. Polyakov, M. V. Pesin // Metals. – 2022. – № 12, 312.
5. Sklenicka, V. Factors influencing creep flow and ductility in ultrafine-grained metals / V. Sklenicka, J. Dvorak, P. Kral, M. Svoboda, M. Kvapilova, T. G. Langdon // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – № 558. – p. 403–11.
6. Kral, P. The Characteristics of Creep in Metallic Materials Processed by Severe Plastic Deformation / P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka, T. G. Langdon // Mater. Trans. – 2019. – № 60. – p. 1506–1517.
7. Kral, P. Effect of severe plastic deformation on creep behaviour of a Ti–6Al–4V alloy / P. Kral, J. Dvorak, S. Zharebtsov, G. Salishchev, M. Kvapilova, V. Sklenicka // J Mater Sci. – 2013. – № 48. p. 4789–4795.

**ПРИМЕНЕНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ С ЦЕЛЬЮ
ЗАЛЕЧИВАНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ****Сугоняко И.С.¹, Таров Д.В.^{1,2}, Моркина А.Ю.^{1,2}, Корзникова Е.А.^{1,2},
Дмитриев С.В.^{1,3}**¹*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*³*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*

sgnilya@mail.ru

Формирование и развитие усталостных трещин часто является причиной разрушения стальных конструкций. Поэтому актуальной задачей является разработка способов продления ресурса работы таких конструкций путем залечивания трещин. Известно, что залечивания усталостных трещин в металлах можно достигнуть с помощью обработки импульсным током высокой плотности [1]. При такой обработке происходит концентрация высокой плотности электрического тока на вершине трещины [2], что способствует тепловому расширению и расплавлению металла вокруг нее и заварке объема трещины этим расплавленным металлом в результате воздействия на берега трещины термических сжимающих напряжений. Эффективность залечивания зависит от режимов обработки, направления тока относительно трещины и геометрии вершины трещины [3]. Без учета этих факторов может произойти перегрев металла в области вершины трещины, его выплескивание на поверхность и образование дефектов в виде кратеров [4]. Кроме того, воздействие импульсного тока высокой плотности на микроструктуру и механические свойства конкретных марок сталей недостаточно изучены для успешного их прогнозирования после залечивания. Несмотря на то, что в литературе обработка импульсным током чаще всего приводит лишь к частичному залечиванию трещин [5], существуют работы, в которых последовательным рядом импульсов тока удалось добиться полного залечивания [6], что свидетельствует о дальнейших перспективах развития данной методики.

Целью данной работы было проведение залечивания усталостных трещин в образцах из стали 09Г2С путем обработки импульсным током высокой плотности, исследование микроструктуры и механических свойств образцов после залечивания.

В качестве материала исследований использовали плоские образцы из стали 09Г2С толщиной 1-1,2 мм с U-образным надрезом, которые подвергали циклическому растяжению с целью роста трещин. За ростом трещин наблюдали с помощью оптического микроскопа. Длина выращенных трещин составляла около 1,1 мм. Далее образцы с трещинами закрепляли медными контактами к экспериментальной установке для электроимпульсной обработки, схема которой представлена в работе [7], и проводили залечивание шестью последовательными импульсами тока. Для залечивания использовали ток плотностью порядка 10^4 А/мм². Длительность импульса тока составляла 10^{-4} с.

Обработка импульсным током способствовала залечиванию усталостных трещин. После обработки импульсным током в материалы были сформированы зоны, отличающиеся структурой от основного материала – зона расплавления, образовавшаяся в области залеченной трещины, и зона термического влияния. Для зоны расплавления была характерна структура мартенсита (рис. 1), образовавшегося в результате фазового превращения из аустенита в результате быстрого охлаждения при прерывании импульса тока.

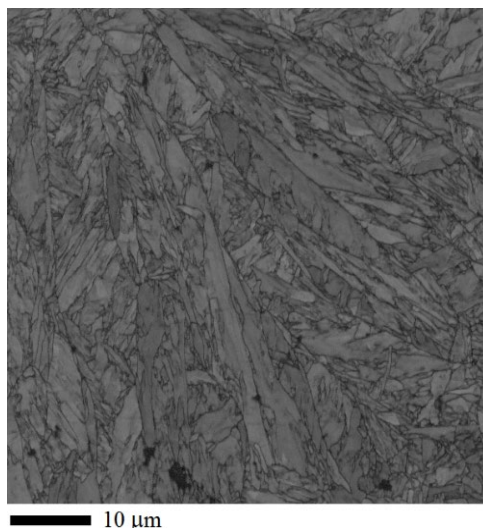


Рисунок 1 – Структура мартенсита в зоне расплавления

Результаты механических испытаний на растяжение показали, что образцы после залечивания трещин током обладали более высоким пределом прочности и относительным удлинением по сравнению с незалеченными образцами.

Благодарность: Работа выполнена в рамках программы Министерства науки и высшего образования Российской Федерации «Приоритет-2030» Уфимского государственного нефтяного технического университета.

Список литературы:

1. Crack healing in a steel by using electropulsing technique / Y. Zhou, J. Guo, M. Gao [et al.] // *Mater. Lett.* – 2004. – Vol. 58, no. 11. – P. 1732–1736.
2. Финкель, В. М. Физические основы торможения разрушения / В. М. Финкель. – Москва : Металлургия, 1977. – 360 с.
3. Kukudzhanyov, K. V. The energy of short current pulses required for healing cracks in conductive materials / K. V. Kukudzhanyov, A. V. Chentsov // *Mechanics of Solids.* – 2024. – Vol. 59, no. 8. – P. 3929–3948.
4. Healing of long fatigue cracks in steel plates by high-density current pulses / K. V. Kukudzhanyov, G. R. Khalikova, E. A. Korznikova [et al.] // *Mechanics of Solids.* – 2024. – Vol. 59, no. 5. – P. 3223–3234.
5. A novel approach to determining the parameters of electric pulse healing of fatigue cracks / K. V. Kukudzhanyov, E. A. Korznikova, A. V. Chentsov [et al.] // *Materials Letters.* – 2026. – Vol. 404. – P. 139565.
6. Kumar, A. Healing of fatigue crack in steel with the application of pulsed electric current / A. Kumar, S. K. Paul // *Materialia.* – 2020. – Vol. 14. – P. 100906.
7. Effect of Repetitive High-Density Current Pulses on Plastic Deformation of Copper Wires under Stepwise Loading / S. V. Dmitriev, A. Y. Morkina, D. V. Tarov [et al.] // *Spectrum of Mechanical Engineering and Operational Research.* – 2024. – Vol. 1, no. 1. – P. 27–43.

ОБЪЕМНЫЕ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И КОГЕРЕНТНОЕ КЛАСТЕРНОЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В СПЛАВАХ Fe-xGa*

**Сумников С. В.¹, Вершинина Т. Н.¹, Самойлова Н. Ю.¹, Балагуров А. М.¹,
Головин И.С.²**

¹Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия

²Национальный исследовательский технологический университет МИСиС г. Москва,
Россия

sumnikov@nf.jinr.ru

Сплавы Fe-Ga обладают уникальными магнитострикционными свойствами и находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако, механизм формирования магнитных свойств этих сплавов до сих пор остается не до конца выясненным и требуются дальнейшие усилия. Традиционными методами структурного и фазового анализа такого типа сплавов являются рентгеновская и электронная дифракция. Однако из-за малой глубины проникновения излучения они слишком чувствительны к поверхностным эффектам и к неоднородностям состава, что затрудняет получение объективной информации. В последнее время для решения этой проблемы активно привлекаются методы, основанные на дифракции синхротронного излучения и тепловых нейтронов. Последние обладают высокой проникающей способностью, что позволяет получать достоверные данные, усредненные по всему объему материала. Сравнительный масштаб исследуемых областей при использовании различных типов излучения схематически представлен на рис. 1.

В настоящей работе проведено сопоставление результатов, полученных методами рентгеновской и нейтронной дифракции, а также их сравнение с литературными данными. Показано, что ряд противоречий в фазовом составе одних и тех же сплавов, встречающийся в публикациях, обусловлен влиянием поверхностных эффектов и ошибочной интерпретацией дифрактограмм. Выполненные работы [1 - 3] на конкретном практическом примере показали, в каких случаях наиболее целесообразно использовать рентгеновскую дифракцию, а в каких случаях нейтронная дифракция является незаменимым методом.

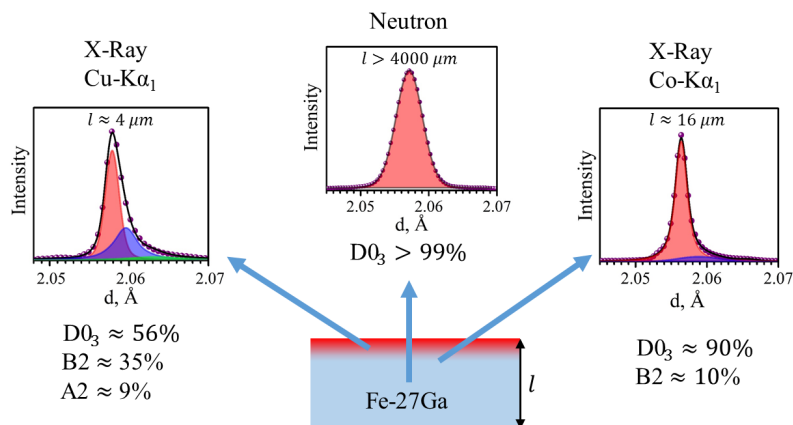


Рисунок 1. Иллюстрация результатов рентгеновских и нейтронного дифракционных экспериментов для установления фазового состояния сплава Fe-27Ga в объеме и для двух уровней толщины поверхностного слоя.

Еще одной рассматриваемой темой является микроструктурное состояние Fe-Ga сплавов при различных термических воздействиях на них. Систематические исследования составов Fe-xGa с использованием дифракции нейтронов позволили

надежно установить, что в довольно широком интервале концентраций Ga (от $x \approx 19$, до $x \approx 25$) в объеме сплавов реализуется специфическое кластерное состояние их микроструктуры, представляющее неупорядоченную (A2) или частично упорядоченную (B2) матрицу с встроенными в нее объемными кластерами более упорядоченной фазы (B2 или D0₃). Характерные размеры когерентно рассеивающих кристаллических блоков составляют $>1000 \text{ \AA}$ для матрицы и от $100 \text{ \AA}$ до $1000 \text{ \AA}$ для кластеров [4]. Кластерная организация микроструктуры Fe-Ga сплавов является альтернативой обычно рассматриваемой микроструктуре на основе антифазных доменов (АФД) и должна учитываться при рассмотрении их функциональных свойств.

*Работа выполнена в рамках проекта № 26-13-00152 РФФИ

Список литературы:

1. I.A. Bobrikov, N.Y. Samoylova, S.V. Sumnikov, O.Y. Ivanshina, K.A. Korneeva, A.M. Balagurov and I.S. Golovin, "Temperature evolution of Fe-27Ga structure: comparison of in situ X-ray and neutron diffraction studies" *Journal of Applied Crystallography* 53 (2020) 1343-1352
2. T.N. Vershinina, I.A. Bobrikov, S.V. Sumnikov, A.O. Boev, A.M. Balagurov, A.K. Mohamed, I.S. Golovin, "Crystal structure and phase composition evolution during heat treatment of Fe-45Ga alloy" *Intermetallics* 131 (2021) 107110
3. S.V. Sumnikov, I.A. Bobrikov, I.S. Golovin, A.M. Balagurov, "Bulk vs. surface structural phases in Fe-27Ga alloy" *Journal of Alloys and Compounds* 928 (2022) 167116.
4. A.M. Balagurov, I.A. Bobrikov, S.V. Sumnikov, I.S. Golovin "Coherent cluster ordering in Fe-xAl and Fe-xGa alloys" *J. Alloys and Comp.* 895 (2021) 162540 (1-8).

ВЛИЯНИЕ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ**Сундеев Р.В.^{1,2,3}, Шалимова А.В.¹, Рогачев С.О.⁴**¹*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина, Москва, Россия*²*МИРЭА – Российский технологический университет, Москва, Россия*³*Институт электрофизики и электроэнергетики РАН, Санкт-Петербург, Россия*⁴*МИСИС, Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru*

Среди всего многообразия методов больших пластических деформаций кручение под высоким давлением (КВД) занимает особое место благодаря уникальной возможности сочетать гидростатическое сжатие со сдвиговыми деформациями, обеспечивая достижение истинных деформаций $\varepsilon \sim 10$ и выше. Это позволяет реализовать режимы накопления дефектов, недостижимые при классических способах обработки металлов давлением. Применительно к многокомпонентным металлическим системам КВД эффективно как для кристаллизации исходных аморфных сплавов, так и для обратного процесса — аморфизации кристаллических фаз. Однако фундаментальные представления о физической природе этих превращений далеки от завершенности.

Для дифференциации теплового и деформационного вкладов в кристаллизацию аморфных сплавов при КВД были выбраны объекты с близким элементным составом, но существенно различающейся температурой кристаллизации. Ряд аморфных сплавов на основе железа с близким химическим составом, но с различной температурой кристаллизации ($T_{кр}$) — подвергали деформации КВД в строго одинаковых условиях ($n = 1$, $P = 6$ ГПа, комнатная температура). В результате установлено, что объемная доля кристаллической фазы ($V_{кр}$) после деформации тем больше, чем ниже исходная температура кристаллизации аморфного сплава. При проведении КВД при криогенных температурах (77 К) для сплавов систем Fe-Ni-B и Fe₇₅Si₈B₁₇ в тех же режимах деформации ни рентгеновские, ни электронно-микроскопические методы не зафиксировали заметных структурных изменений. Вместе с тем зарегистрировано изменение величины теплового эффекта, которое, по-видимому, связано с более тонкими структурными перестройками, чем наблюдавшиеся ранее. Это послужило основанием для изучения атомной структуры методом EXAFS на синхротронном излучении. Анализ EXAFS-спектров показал, что в процессе КВД изменяются как химическое окружение атомов Fe, так и средние расстояния в парах Fe-Fe, Fe-Si и Fe-Ni.

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и EXAFS-спектроскопии детально исследованы последовательные стадии аморфизации кристаллического сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ при КВД. Установлено, что аморфная фаза первоначально зарождается на границах кристаллических фрагментов. По мере увеличения деформации аморфные прослойки утолщаются, формируя сетчатую структуру, которая затем трансформируется в массивную деформационно-индуцированную аморфную фазу, охватывающую практически весь объем материала. Показано, что возникающая в ходе КВД кристаллического сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ аморфная фаза имеет различную локальную атомную структуру в зависимости от величины деформации

Авторы выражают благодарность РНФ за финансовую поддержку (грант 25-22-00132).

**ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО
ПОЛИРОВАНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Таминдаров Д.Р., Смыслов А.М.

Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

tamdami@yandex.ru

Эксплуатационная стойкость медицинских изделий из титановых сплавов в существенной степени обусловлена параметрами шероховатости их поверхности, которые коррелируют с усталостной прочностью и коррозионной устойчивостью. Достижение требуемых значений шероховатости и, как следствие, повышение эксплуатационных характеристик реализуется на этапе финишной обработки поверхности. Среди существующих методов механической, химической и электрохимической обработки особый интерес представляет электролитно-плазменное полирование (ЭПП), которое обеспечивает обработку деталей сложного профиля, достижение среднеарифметического отклонения профиля шероховатости Ra 20-30 нм.

Метод обработки реализуется погружением обрабатываемых деталей в ванну с нагретым электролитом, при этом к детали прикладывается положительный потенциал величиной порядка 300 В, относительно стенок ванны. В качестве электролита для ЭПП используют водные растворы неорганических солей общей концентрацией не более 5%.

Разработанный авторами доклада рабочий электролит для процесса ЭПП позволяет проводить обработку широкого круга титановых сплавов, в том числе чистого титана Grade 4 и двухфазного ВТ6 с крупнозернистой и ультра-мелкозернистой структурой.

По результатам исследования состояния поверхностного слоя образцов из чистого титана и двухфазных титановых сплавов методами РСА и РФЭС установлено, что наряду со снижением шероховатости происходит удаление разупрочнённого приповерхностного слоя толщиной 2–3 мкм. Данный факт подтверждается незначительным увеличением средней микротвёрдости поверхностного слоя на 3–4 % по сравнению с исходным состоянием. Указанные изменения следует рассматривать как факторы, положительно влияющие на повышение усталостной прочности изделий и улучшение качества формируемых ПЭО-покрытий.

Апробирование разработанного рабочего электролита успешно проведено на изделиях из титанового сплава Grade 4 (рис. 1).

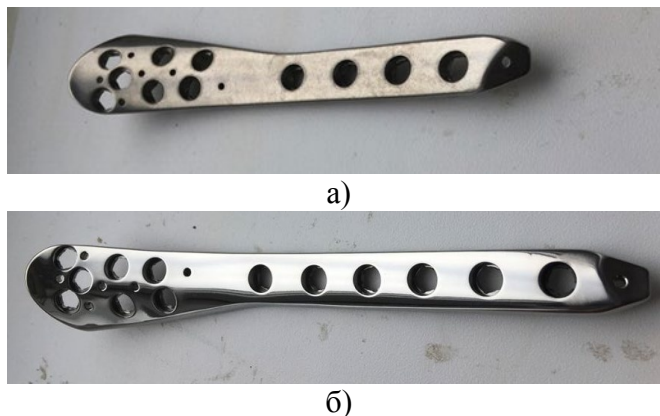


Рисунок 1. Внешний вид опытных образцов медиальных пластин для дистального отдела большеберцовой кости из титанового сплава Grade 4: а) до ЭПП, б) после ЭПП

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДОВ ВЕРИФИКАЦИИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВАХ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОГО НАКЛЕПА**Тихонова М.С.¹, Иванов С.Ю.¹, Виноградов И.М.¹, Эм В.Т.², Карпов И.Д.²,
Гачегова Е.А.³, Вшивков В.А.³, Плехов О.А.³, Степанов Н.Д.¹**¹*Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
Санкт-Петербург, Россия*²*НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия*³*Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук,
Пермь, Россия*

Tikhonova@SMTU.RU

Известно, что большинство деталей и конструкций обладают остаточными напряжениями, изменяющими эксплуатационные свойства материала. Однако внутренние напряжения можно использовать и для повышения его прочностных характеристик. С этой целью создаются различные методы обработки, среди которых активно развивается лазерное ударное упрочнение. Данному направлению посвящено множество научных трудов. Основная трудность при разработке конкретных технологических решений заключается в точной оценке величины наведенных остаточных напряжений. Несмотря на то, что сегодня существуют эффективные способы их измерения, обеспечивающие высокую точность для объектов различной конфигурации, их адаптация под задачи лазерного упрочнения остается актуальной.

В данной работе представлены результаты сравнительного анализа трех методов оценки определения остаточных напряжений: нейтронный метод, рентгеновский метод, метод сверления и математическое моделирование для аустенитной коррозионностойкой стали (AISI 304) после лазерного ударного упрочнения. Проведенная работа способствует поиску оптимального решения для оценки остаточных напряжений в металлах и сплавах - будь то разрушающий, частично разрушающий или неразрушающий контроль - исходя из стоящих задач и имеющихся технических ресурсов, времени и необходимой точности. По каждому методу даны краткие сведения о границах использования, физических лимитах, сильных и слабых сторонах.

Лазерное ударное упрочнение (ЛУУ) проводилось в Пермском федеральном исследовательском центре Уральского отделения Российской академии наук (ПФИЦ УрО РАН). Технические характеристики установки ЛУУ: длина волны: 1064 нм; частота: одиночный /1/2/5 Гц; стабильность энергии: $\leq 1\%$; ширина импульса: ~ 10 нс; диаметр пучка: 25 мм. Временной профиль лазерного луча имел стандартную колоколообразную форму; длительность импульса (на полувысоте, FWHM) составляет 11 ± 1 нс. Окончательное фокальное пятно представляло собой квадрат со стороной 1 мм при энергии импульса 3 Дж. Обработка производилась при использовании ламинарного потока воды в качестве ограничивающей среды.

Микроструктурные исследования методом EBSD показали, что после лазерной ударной обработки структура остаётся равноосной аустенитной. Средний размер зерна - 25 мкм. В приповерхностной зоне на глубину около 600 мкм наблюдаются области повышенной локальной разориентировки. Выраженного измельчения зерен не происходит, основной эффект обработки - накопление дефектов кристаллической структуры. Оценка микротвёрдости подтвердила наличие упрочнённого приповерхностного слоя на глубину 600 мкм. Твёрдость повышается на 55 МПа в зоне лазерного воздействия, а затем плавно снижается с глубиной. Анализ остаточных напряжений определялись тремя независимыми методами: 1) частично разрушающий метод - $\sin^2\psi$ рентгеновской дифракции. Работа выполнялась на установке СПбГМТУ

DS-21P компании Dandong Haoyuan Instrument Co., Ltd; 2) разрушающий метод – сверления отверстий. Работа выполнялась в ПФИЦ УрО РАН при помощи автоматизированной системы измерения остаточных напряжений MTS3000 – Restan. Данная система используется для выполнения измерений методом тензометрического сверления отверстий с помощью высокоскоростной воздушной турбины (400 000 об / мин) в соответствии со стандартом ASTM E837; 3) неразрушающий метод – нейтронный. Измерения остаточных напряжений проводили на нейтронном дифрактометре «СТРЕСС», установленном на горизонтальном канале исследовательского реактора ИР-8 в НИЦ «Курчатовский институт» при мощности реактора $P = 5$ МВт. В дифрактометре используется двойной монохроматор PG_{002}/Si_{220} , который выводит монохроматический пучок нейтронов с длиной волны $\lambda = 1,55 \text{ \AA}$. Измеряли наименее чувствительный к микронапряжениям, дифракционный пик (311) грани-центрированной кубической решетки аустенитной стали на угле дифракции (2θ) $\sim 91^\circ$. Для измерения дифракционного пика использовали позиционно-чувствительный детектор (ПЧД) с ценой деления одного канала $0,02613^\circ = 4,5582 \times 10^{-4}$. В работе использовались щели шириной $0,2 \pm 0,01$ мм. Расстояние между ПО и щелями было 6 мм. Измерение интенсивности дифракционного пика от глубины погружения ПО в материал пластины показало, что точность позиционирования поверхности пластины равна $\pm 0,01$ мм, а пространственное разрешение (ПР), соответствующее 80% интенсивности пробного объема, равно $0,22 \pm 0,01$ мм. Для увеличения интенсивности дифракционного пика использовались щели высотой 10 мм, так что пробный объем был $\sim 0,2 \times 0,2 \times 10 = 0,4 \text{ мм}^3$. Для увеличения количества зерен, дающих вклад в дифракционный пик, использовалась осцилляция образца: в каждой точке измерения образец поворачивался на угол $\pm 1,25^\circ$ с шагом $0,25^\circ$. Эффективный пробный объем был $\sim 4 \text{ мм}^3$. Значения $d_0(\theta_0)$, соответствующие не напряженному состоянию определяли в каждой измеряемой точке из условия равенства нулю нормальной к плоскости пластины компоненты напряжения σ_z . При расчете напряжений использовали значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона для отражения 311 стали AISI 304: $E_{311} = 184 \text{ GPa}$, $\nu_{311} = 0,294$.

Моделирование процесса ЛУУ выполнено в программном комплексе Abaqus на основе метода конечных элементов (МКЭ) с использованием явной схемы интегрирования по времени. Результатом конечно-элементного моделирования являются трехмерные поля остаточных напряжений. В отличие от этого, результаты экспериментального измерения остаточных напряжений представляют собой функцию компонент поля напряжений от одной из пространственных координат. Для обеспечения корректного сопоставления результатов конечно-элементного моделирования с экспериментальными данными применялась методика пространственного усреднения остаточных напряжений по площади, соответствующей базе измерения рентгеновского дифрактометра.

Проведенный сравнительный анализ продемонстрировал высокую степень сходимости результатов численного математического моделирования с экспериментальными данными, полученными тремя независимыми методами оценки остаточных напряжений. На основе выявленных особенностей каждого подхода определены границы их применимости для решения практических задач.

Исследование ЛУУ выполнено при поддержке Гранта Правительства РФ («Мегагрант»), соглашение №075–15–2025–006 от 26 февраля 2025 г. Исследования нейтронной дифракции выполнены с использованием уникальной научной установки «Нейтронный исследовательский комплекс на базе реактора ИР-8» НИЦ «Курчатовский институт» в рамках выполнения государственного задания НИЦ «Курчатовский институт».

**ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ
НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА GRADE 4****Усманов Э.И.¹, Валиев Р.Р.¹, Синх Ш.П.², Конг Я.², Гуткин М.Ю.³, Валиев Р.З.^{1,2}**¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия²Ляонинская академия материалов, Шэньян, Китай³Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

usm4nov-emil@yandex.ru

Повышение прочности металлических материалов — одна из наиболее актуальных задач современного материаловедения. Особенно это актуально для титановых материалов, в частности технически чистого титана, рост прочностных характеристик которого позволит создавать имплантаты нового поколения — с уменьшенными геометрическими размерами (миниатюризация), улучшенным дизайном и повышенной остеоинтеграцией [1].

Известно, что повышение прочностных характеристик металлических материалов достигается методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [2], в частности кручением под высоким давлением (КВД), позволяющим сформировать в материале нанокристаллическое структурное состояние со средним размером зерен менее 100 нм [2]. При этом сочетание КВД с термообработками обеспечивает дополнительное упрочнение материала за счет дополнительного вклада наноструктурных элементов, таких как наночастицы вторичных фаз и сегрегации примесных элементов [3]. Ранее такой подход позволил получить технически чистый титан Grade 4 со сверхвысокими прочностными свойствами ($\sigma_{0.2} > 1300$ МПа, $\sigma_b > 1500$ МПа) [4]. Изучение физической природы данного сверхпрочного состояния титана Grade 4 показало, что существенный вклад в повышение механических свойств вносит структура границ зерен, в частности зернограничные сегрегации [5]. В связи с этим настоящая работа посвящена исследованию природы формирования зернограничных сегрегаций в наноструктурном титане Grade 4 и их роли в достижении сверхпрочного состояния.

Для изучения тонкой структуры границ зерен и их химического состава на атомном уровне использовали прецизионные методы просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ВРПЭМ) и атомно-зондовой томографии (АЗТ). Установлено, что после низкотемпературного отжига титана Grade 4, подвергнутого КВД, в объеме материала формируются зернограничные сегрегации атомов железа, а сами границы зерен, по данным ПЭМ, характеризуются повышенной шириной и неравновесным состоянием. Обсуждаются физическая природа обнаруженных зернограничных структур и механизм их влияния на прочностные свойства технически чистого титана Grade 4.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00445-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00445/>.

Список литературы:

1. Estrin Y., Lapovok R., Medvedev A.E., Kasper C., Ivanova E., Lowe T.C. Mechanical performance and cell response of pure titanium with ultrafine-grained structure produced by severe plastic deformation // Titanium in medical and dental applications. Woodhead Publishing, 2018. P. 419-454.;
2. Valiev, R.Z., Zhilyaev, A.P., Langdon, T.G. // Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. John Wiley & Sons, 2013. – 468 p.;
3. Ovid'Ko I. A., Valiev R. Z., Zhu Y. T. Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials // Progress in materials science. 2018. Vol. 94. P. 462-540.;
4. Usmanov E. I., Rezyapova L. R., Valiev R. Z. High-strength state and strengthening mechanisms of ultrafine-grained titanium // Physical Mesomechanics. 2023. Vol. 26. No. 5. P. 483-494.;
5. Usmanov E. I., Sharafutdinov D. A., Valiev R. R., Singh S. P., Kong Y., Valiev, R. Z. Grain boundary structure and segregation in nanostructured Ti Grade 4 for biomedical applications // Journal of Materials Research. 2025. Vol. 40. No. 24. P. 3501-3509.

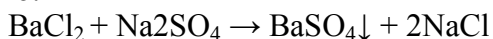
**ПОЛУЧЕНИЕ И РЕНТГЕНОСТРУКТУРНАЯ ИДЕНТИФИКАЦИЯ
УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО СУЛЬФАТА БАРИЯ****Фаздалова И.Р., Никитина В.А., Ишумбаева О.Д. Шаяхметов У.Ш.***Уфимский университет науки и технологий**ilnara-fazdalova@mail.ru*

Сульфат бария занимает особое место среди неорганических материалов, востребованных в современных технологических процессах. Уникальное сочетание химической устойчивости, высокой плотности и специфических оптических характеристик обеспечивает его широкое применение в целлюлозно-бумажной промышленности, производстве резинотехнических изделий и полимерных композиций, а также в нефтегазовой сфере в качестве утяжеляющего агента буровых растворов и компонента каталитических систем [1].

Актуальной научной задачей является разработка подходов к синтезу высокодисперсных форм сульфата бария с прецизионным контролем морфологии частиц и параметров кристаллической решетки. Конечные физико-химические свойства материала определяются термодинамическими и кинетическими особенностями процесса получения [2]. Классические методики включают жидкофазное осаждение, твердофазные реакции и гидротермальные методы. Современные тенденции в области материаловедения ориентированы на создание ресурсосберегающих и экологически приемлемых технологий, обеспечивающих заданные характеристики продукта при минимальных энергозатратах [3].

Настоящее исследование посвящено получению сульфата бария методом химического осаждения и последующей структурной характеристике синтезированного продукта с применением рентгенофазового анализа.

Экспериментальная часть. В работе использовали реактивы аналитической чистоты: дигидрат хлорида бария и сульфат натрия. Синтез проводили путем взаимодействия эквимольных 0,5 М растворов исходных компонентов согласно стехиометрическому уравнению:



Процесс осуществляли при комнатной температуре в режиме медленного дозирования раствора сульфата натрия к раствору хлорида бария при непрерывном механическом перемешивании со скоростью 300 об/мин. Выделенный осадок подвергали фильтрации, многократной промывке дистиллированной водой до полного удаления ионов хлора (контроль проводили с использованием нитрата серебра) и термической обработке при 80°C до постоянной массы.

Структурные исследования проводили методом рентгеновской дифрактометрии в монохроматическом $\text{CuK } \alpha$ -излучении. Параметры съемки: угловой диапазон 2θ от 10 до 100 градусов, дискретность сканирования 0,0286 градуса, время экспозиции 30 секунд на точку, угловая скорость 0,3 град/мин. Фазовую идентификацию осуществляли путем сопоставления с данными международной кристаллографической базы PDF-2.

Результаты и обсуждение. Рентгенофазовый анализ продемонстрировал формирование однофазного продукта. Дифракционная картина (рис. 1) содержит характерный набор интерференционных максимумов, соответствующих орторомбической модификации BaSO_4 с пространственной симметрией Pnma .

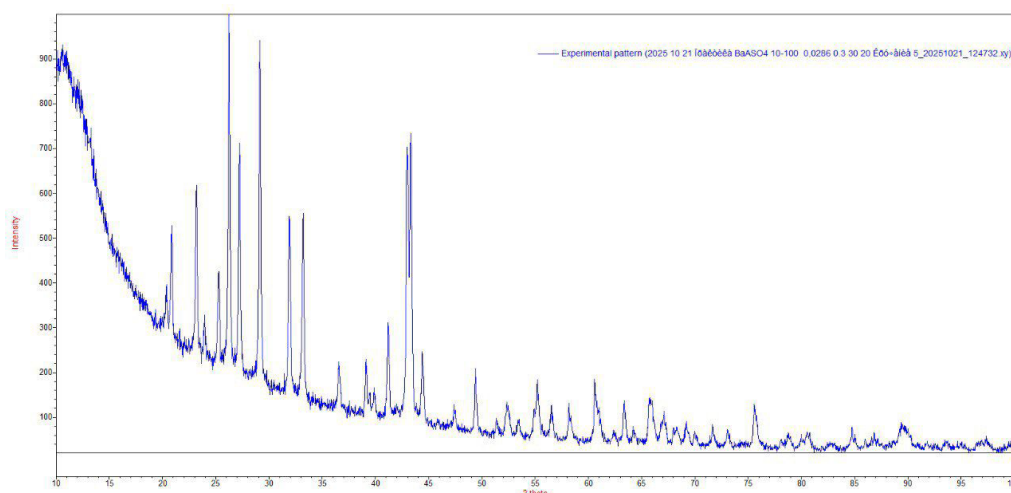


Рис. 1. Дифрактограмма синтезированного сульфата

Основные дифракционные пики проиндексированы следующим образом:

- $2\theta = 25,9^\circ$ соответствует отражению от плоскости (111)
- $2\theta = 26,9^\circ$ относится к плоскости (021)
- $2\theta = 28,9^\circ$ характеризует плоскость (200)
- $2\theta = 31,8^\circ$ соответствует плоскости (002)
- $2\theta = 32,9^\circ$ относится к плоскости (102)

Совпадение дифракционных данных с эталоном ICDD PDF-2 № 00-024-1035 подтверждает фазовую чистоту продукта [4]. Расчет по Шеррера для пика (111) показал размер кристаллитов 45 нм. Характеристики образца сопоставимы с материалами из сложных методов синтеза [5], что доказывает эффективность и простоту предложенной методики. Химическая стойкость BaSO_4 объясняет его распространенность в виде отложений в скважинах [6]. Таким образом, получен нанодисперсный орторомбический сульфат бария, что имеет практическую и учебную ценность.

Список литературы:

1. Уракаев Ф.Х., Массалимов И.А., Ахметшин Б.С., Массалимов Б.И., Хусаинов А.Н., Самсонов М.Р., Мустафокулов Ш.С. Механизм и кинетика роста наночастиц серы и сульфатов щелочноземельных металлов при их соосаждении из истинных полисульфидных растворов // Журнал физической химии. 2025. Т. 99. № 4. С. 620-635.
2. Патент РФ № 2109685. Способ получения сульфата бария / В. Е. Боженольный, Ю. Д. Ивакин, А. Л. Ниедбалый и др. — 1998.
3. Массалимов И.А., Ахметшин Б.С., Мустафакулов Ш.С., Массалимов Б.И., Мустафин А.Г. Синтез наночастиц сульфата кальция с использованием полисульфида кальция // Бутлеровские сообщения. 2025. Т. 82. № 4. С. 24-35
4. Международная база дифракционных данных PDF-2. Карта № 00-024-1035 для BaSO_4 . — 2023.
5. Полякова Н. В., Крысь Ю. И. Определение элементного состава отложений солей из добывающих скважин методом энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного анализа // Нефтепромысловое дело. — 2015. — С. 156-162.
6. Массалимов И.А., Самсонов М.Р., Ахметшин Б.С., Мустафин А.Г., Буркитбаев М.М., Шалабаев Ж.С., Уракаев Ф.Х. Совместное осаждение из растворов полисульфидов нанокмппозитов на основе коллоидных частиц серы и карбонатов щелочноземельных металлов // Коллоидный журнал. 2018. Т. 80. № 4. С. 424-434.

ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА FeCoNiCrMn ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ АЗОТА ПОДВЕРГНТОМУ КВД ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**Хайбулина Н.А., Ганеев А.В.***Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

nkhaibulinaw@yandex.ru

Сложность деформирования образцов высокоэнтروпийных сплавов обусловлена высокой энтропией смешения, медленной диффузии и искажения кристаллической решетки. Получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с помощью метода интенсивной пластической деформации: кручение под высоким давлением (КВД) может привести к хрупкости материала и растрескиванию в процессе деформирования, что может быть связано с высокими внутренними напряжениями. В данной работе рассмотрено поведение высокоэнтропийного сплава при испытаниях на статическое растяжение.

Для исследования был взят сплав Кантора с одинаковым эквиатомным составом FeCoNiCrMn легированный атомами азота 1,4 %. КВД проводили при температуре 300°C, 10 оборотов со скоростью 0,2 об/мин с давлением 6 ГПа. Механические испытания проводили на испытательной машине Instron 5982, результаты испытаний представлены на рисунке 1.

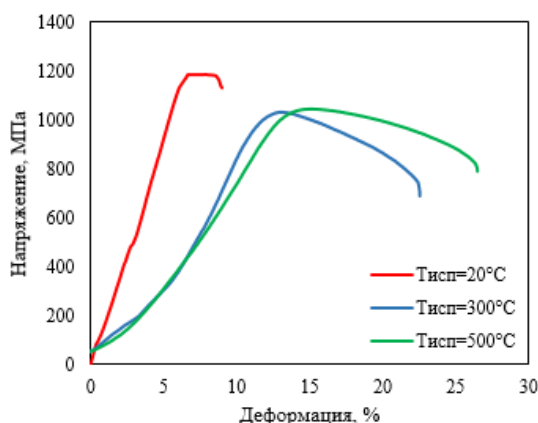


Рисунок 1 – График растяжения образцов при разных температурах

Механические свойства при температуре испытания 20°C достигают $\sigma_{0,2}=1110$ МПа, $\sigma_b=1185$ МПа, при 300°C $\sigma_{0,2}=835$ МПа, $\sigma_b=1030$ МПа, при 500°C $\sigma_{0,2}=740$, МПа $\sigma_b=1045$ МПа.

Структура образцов исследовалась с помощью растровой электронной микроскопии на заранее подготовленных фольгах. Исследования показывают, что сплав имеет нерастворенные нитридные частицы, которые препятствуют пластической деформации, а также после кручения под высоким давлением размер зерна составил 500 ± 200 нм.

Влияние различных температуры проведения испытания вляет на прочностные и пластичные свойства сплава кантора легированного атомами азота. С повышением температуры до 300°C увеличивается пластичность сплава до 16%, с увеличением температуры испытания до 500°C относительное удлинение несильно возросло в сравнении с температурой испытания 300°C.

Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

**ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ДЕГРАДАЦИИ ОБРАТНООСМОТИЧЕСКИХ МЕМБРАН:
РОЛЬ МОДИФИКАЦИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ Cu-Ag****Хайдаров Р.Р., Гапурова О.У., Галиулин И.Г.***Институт ядерной физики АН РУз, Ташкент, Узбекистан*

renat@inp.uz

Обратноосмотические установки на основе полиамидных мембран являются основным средством питьевого и технического водоснабжения в регионах Узбекистана с повышенной минерализацией воды. Однако одной из главных причин снижения производительности и сокращения ресурса мембранных элементов является биообрастание - образование на поверхности мембраны бактериальной биопленки, устойчивой к гидравлическому сдвигу и химическим биоцидам. Традиционная борьба с биообрастанием путём хлорирования недопустима для полиамидных мембран, поскольку хлор, его производные и озон разрушают полиамидный селективный слой, вызывая необратимую деградацию мембраны. Таким образом, актуальной задачей является разработка неразрушающего метода придания мембране бактерицидных свойств непосредственно внутри мембранного модуля.

В работе исследована поверхностная модификация промышленной полиамидной обратноосмотической мембраны биоцидными наночастицами меди и серебра. Сопоставлены четыре способа обработки: наночастицы серебра, стабилизированные полигексаметиленбигуанидином (Ag-ПГМБ); наночастицы меди и оксида меди (Cu-CuO); наночастицы меди, стабилизированные полиэтиленгликолем (Cu-ПЭГ); а также биметаллические наночастицы пары Cu-Ag со структурой типа «ядро-оболочка». Биметаллические частицы формировали на поверхности мембраны последовательно: адсорбция ионов меди, комплексообразование с полиэтиленгликолем, восстановление боргидридом натрия и последующее самопроизвольное осаждение серебра за счёт разности электродных потенциалов пар $\text{Cu}^{2+}/\text{Cu}^0$ (0,337 В) и Ag^+/Ag^0 (0,799 В). Такой подход позволяет резко сократить расход дорогостоящего серебра и проводить модификацию без демонтажа мембранного модуля в условиях окружающей среды.

Бактерицидные свойства образцов оценивали по способности задерживать рост тест-культуры *E.coli* (1×10^3 КОЕ/см³), производительность - по объёму фильтрата модельной воды Хорезмской области при постоянном давлении. Установлено, что мембрана, модифицированная биметаллическими наночастицами Cu-Ag, показала наилучший результат; при этом снижение производительности не превысило 1 %. Снимки сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии подтвердили равномерное распределение сферических наночастиц по поверхности мембраны.

На основе разработанной и запатентованной технологии изготовлены опытно-промышленные образцы блочно-модульной системы опреснения производительностью до 500 л/ч, успешно эксплуатируемые для снабжения питьевой водой в 3 различных регионах Узбекистана. Показано, что модификация полиамидных мембран биметаллическими наночастицами Cu-Ag эффективно предотвращает биообрастание и связанную с ним деградацию, продлевает срок службы мембранных элементов без ухудшения их разделительных характеристик и безопасна для получения питьевой воды.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в рамках договора о научно-исследовательском сотрудничестве с Сибирским федеральным университетом (Красноярск, Россия).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТА НА ПРОЦЕСС ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ ПРИ УДАЛЕНИИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ С ДЕТАЛЕЙ ГТД**Хаматдинов Р.З.¹, Макаров М.А.², Парфенов Е.В.³**¹УУНиТ, Уфа, Российская Федерация, *ren.kham.98@mail.ru*²ООО «С 7 Инжиниринг», Москва, Российская Федерация, *m.a.makarov@s7.ru*³Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия, *evparfenov@mail.ru*

При ремонте деталей авиастроения одной из актуальных задач является удаление защитных покрытий, которые потеряли свои эксплуатационные свойства. Наиболее распространенный химический метод удаления экологически небезопасен ввиду применения сильных окислителей, солей шестивалентного хрома, фторидов. Одним из наиболее эффективных и экологически безопасных методов является электролитно-плазменное полирование (ЭПП), при котором поверхность обрабатывается в водных растворах солей аммония низкой концентрации.

Алюминидные диффузионные защитные покрытия имеют толщину 40-60 мкм и характеризуются двухслойной структурой, каждый слой которой отличается по химическому и фазовому составу. Были проведены исследования по удалению алюминидного покрытия с образцов лопатки первой ступени ТНД из материала DS200 методом электролитно-плазменного полирования. Процесс ЭПП проводился на установке, разработанной в Уфимском университете науки и технологий. Обработка проводилась в 5% растворах сульфата, двузамещенного фосфата и хлорида аммония при температуре электролита 80 °С и напряжении источника 300 В. В ходе обработки проверялось качество поверхности, измерялась шероховатость и удельная убыль массы.

Было установлено, что убыль массы следует линейному закону с постоянной скоростью, различной для всех трех электролитов. Выявлено, что скорость удаления покрытия наибольшая в хлориде аммония, а наименьшая – в растворе двузамещенного фосфата аммония, от 5,1 до 0,9 мкм/мин. Поведение шероховатости поверхности определяется обрабатываемой зоной покрытия: в ходе ЭПП поверхность внешней зоны покрытия становится глянцевой, а внутренней – матовой, что позволяет наглядно оценить переход процесса из одной зоны в другую.

Проведение обработки только в растворах хлорида и сульфата аммония недостаточно для качественного удаления покрытия в связи с появлением питтинговых повреждений, особенно при использовании хлорида аммония. Воздействие сульфата аммония на покрытие – щадящее, с равномерным характером удаления. Однако, если ЭПП в сульфате аммония переходит на основной сплав, на его поверхности начинают появляться очаги травления. Подобного недостатка лишен электролит на основе двузамещенного фосфата аммония; однако в нем скорость удаления покрытия низкая.

Поэтому, для эффективной реализации технологического процесса удаления алюминидного покрытия с лопаток ГТД была предложена схема двух-стадийной обработки, а именно, обработка в растворе сульфата аммония до достижения середины внутренней зоны покрытия, затем обработки в растворе двузамещенного фосфата аммония. При наличии данных о толщине зон алюминидного покрытия и неравномерности её внутренней зоны можно рассчитать время обработки в каждом из растворов. Предложенный метод запатентован [1].

Список литературы:

1. Патент РФ № 2860774. Способ электролитно-плазменного удаления жаростойких алюминидных покрытий с поверхности лопаток турбомашин / Хаматдинов Р.З., Парфенов Е.В., Медведев Е.В., Рамазанов И.А., Мельников Д.С., Виноградов А.И., Макаров М.А.; патентообладатель УУНиТ. — Оpubл. 21.04.2026, Бюл. № 12. — 18 с.

УДК 666.762.32:669.18.046.5

**РАЗРАБОТКА СОСТАВА ПЕРИКЛАЗОВОЙ НАБИВНОЙ МАССЫ ДЛЯ
ФУТЕРОВКИ ПОДИНЫ ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ**

Хамидуллин С.В., Хафизова А.Р.

Уральский Федеральный Университет, Екатеринбург, Россия

h.svyatoslav@mail.ru

Работа отражает ход и результаты исследования оптимизации состава набивной массы на основе периклазового материала. Целью работы является разработка состава набивной массы, удовлетворяющей требованиям, предъявляемым на современном металлургическом производстве. Вместе с этим велась работа по удешевлению готового продукта путём замены плавленного периклаза на бой периклазовых изделий.

Набивные массы являются важным элементом футеровки подин дуговых сталеплавильных печей [1]. От срока службы футеровки агрегата будет зависеть итоговая стоимость стали. В связи с этим возникла потребность в разработке набивной массы, которая будет отвечать требованиям современного производства и являться дешёвым аналогом уже существующих набивных масс.

В качестве исходных материалов для проведения исследования были выбраны плавненный периклаз, периклазовый рециклинг и мартенит. Мартенит представляет собой синтетический материал, получаемый путём совместного обжига доломитового, магниезиального и железосодержащего сырья. Благодаря такому составу готовая набивная масса не требует добавки плавней, поскольку их роль выполняют ферриты кальция, образовавшиеся во время обжига.

Основополагающим шагом при проведении исследовательской работы стало определение оптимальной насыпной плотности получаемой массы. Первоначально максимальная насыпная плотность была определена для исходного мартенита, она составила $1,77 \text{ г/см}^3$ (Рис. 1). Следующим этапом насыпная плотность определялась для

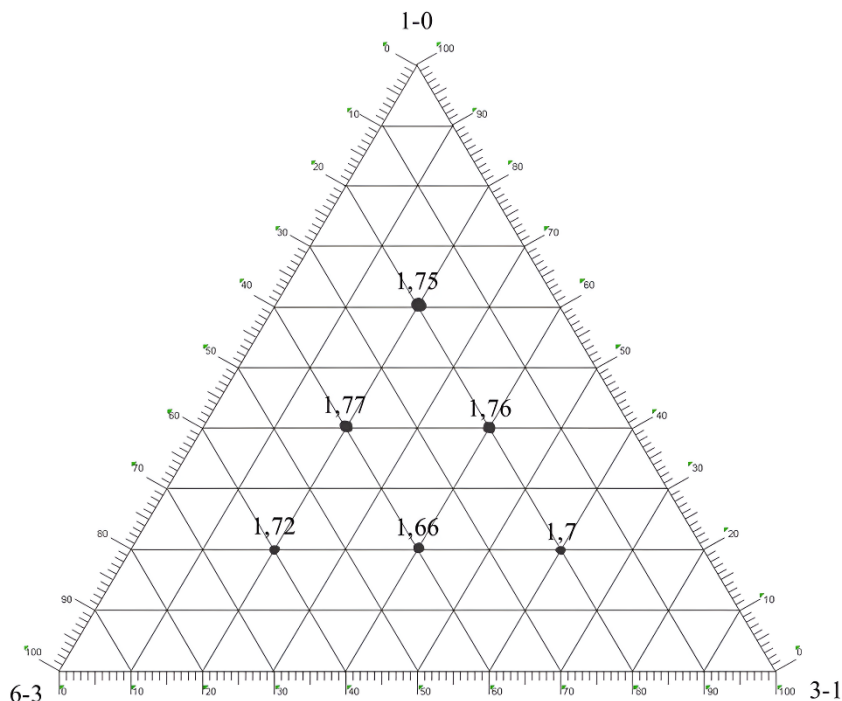


Рисунок 1. Исследование насыпной плотности исходного мартенита смеси исходного мартенита, из которого предварительно отсеяли фракцию $<0,063 \text{ мм}$, и

тонкомолотой составляющей, представленной плавленным периклазом и боем периклазовых изделий. По результатам определения насыпной плотности массы с введением тонкомолотой составляющей, наибольшие значения составили 1,82 и 1,8 г/см³ для составов с боем периклазовых изделий и плавленным периклазом соответственно, при этом отношение заполнителя к тонкому составило 3:1.

На полученных составах (таблица 1) были спрессованы цилиндрические образцы размером 40 × 40 мм при удельном давлении прессования 90 МПа. Стоит отметить, что были предприняты попытки прессовать образцы с использованием в качестве временного связующего ЛСТ, однако при этом образцы очень быстро теряли прочность и трескались после сушки, что вероятнее всего связано с наличием свободного СаО в составе. Поэтому образцы прессовались с использованием безводного связующего СФП в количестве 3 мас. % сверх 100 %, в качестве растворителя для СФП использовался этиленгликоль (1,5 мас. % сверх 100 %).

Таблица 1. Шихтовой состав набивной массы

Номер состава	Содержание фракции, мм, %			
	6-3	3-1	1-0,063	0-0,063
1	32,25	16,5	26,25	25 (плавленный MgO)
2	32,25	16,5	26,25	25 (рециклинг MgO)

Спрессованные образцы обжигались в муфельной печи при температуре 1600 °С с выдержкой 2 часа, свойства обожжённых образцов представлены в таблице 2.

Таблица 2. Физико-химические свойства опытных образцов

Номер состава	Кажущаяся плотность, г/см ³	Открытая пористость, %	Водопоглощение, %	Предел прочности при сжатии, Н/мм ²
1	2,81	19,2	6,8	32,6
2	2,82	19,1	6,7	33,1

По результатам исследования видно, что показатели свойств практически не отличаются друг от друга, это свидетельствует о том, что более дешёвые изделия с использованием рециклинга способны заменить собой изделия с использованием плавленного периклаза.

В рамках исследовательской работы был проведен подбор оптимального зернового состава массы - фр., мм мас. %: 6-3 – 32,25; 3-1 – 16,5; 1-0 – 26,25 и менее 0,063 – 25, также было выявлено, что замена тонкомолотой составляющей из плавленного периклаза на рециклинг MgO не меняет свойств материала, что позволяет снизить себестоимость продукции. Дальнейшие исследования должны быть направлены на увеличение показателей кажущейся плотности до 3,0 г/см³ и предела прочности при сжатии до 60 МПа после термообработки на 1600 °С.

Список литературы:

1. Кашеев И. Д. Технология неформованных огнеупоров: монография / И. Д. Кашеев, К. Г. Земляной. – М; Вологда: Инфра-Инженерия, 2022. – 424 С. – ISBN 978-5-9729-0817-2

**ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ОБРАБОТКА
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ
ИЗДЕЛИЙ****Хамзина А.Р.***Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия**Albina.hamzina@yandex.ru*

Никелид титана относится к тем материалам, где технологическая обработка напрямую связана с безопасностью будущего изделия. Память формы и сверхупругость делают NiTi удобным для стентов, имплантатов и хирургического инструмента, но для медицинского применения одной механики недостаточно: поверхность должна быть коррозионно устойчивой и не должна приводить к избыточному выходу никеля. Равноканальное угловое прессование повышает прочность сплава за счёт измельчения зерна, однако увеличение протяжённости границ зёрен способно изменить электрохимический отклик. Поэтому задача работы была поставлена прикладным образом: оценить, как УМЗ-структура влияет на коррозионное поведение никеля и никелида титана, и определить, какие условия ЭХО пригодны для получения стабильной поверхности медицинского изделия.

В опытах сравнивали никель и никелид титана в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Для NiTi отдельно рассматривались аустенитная и мартенситная модификации, так как их реакция на среду может различаться. Набор растворов подбирали так, чтобы проверить материал в разных режимах: HCl и NaCl использовали как активизирующие среды, H₂SO₄ - как пассивирующую, а раствор Ханка служил моделью физиологических условий. Для каждого варианта фиксировали стационарный потенциал, снимали потенциодинамические кривые и рассчитывали скорость коррозии. Поверхность обрабатывали химическим и электрохимическим полированием. После размерной обработки фазовый состав плёнок определяли рентгеноспектральным методом; параметры ЭХО уточняли на специальной установке-имитаторе.

Полученные результаты показывают, что переход к УМЗ-состоянию в активизирующих средах обычно повышает скорость коррозии. Для никеля рост выражен в несколько раз, а для никелида титана в наиболее агрессивных растворах различие может достигать одного порядка величины. Такое поведение согласуется с повышенной активностью межзеренных границ. Вместе с тем обработка поверхности существенно меняет картину: химическое полирование повышает стойкость УМЗ-никеля в 3 % NaCl примерно на порядок, а электрохимическое полирование резко замедляет коррозионное разрушение никелида титана. Наиболее значимый для технологии результат получен после ЭХО в трёхкомпонентном электролите. Образующаяся плёнка оказалась однородной и содержала близкие количества NiO и TiO₂, приблизительно по 50 %. Это указывает на согласованную ионизацию компонентов сплава и объясняет хорошее состояние обработанной поверхности.

Следовательно, для УМЗ-никелида титана нельзя выбирать электролит только по скорости съёма металла. Активирующие составы полезны, когда приоритетом является производительность, тогда как пассивирующие и комбинированные режимы важны для качества и биосовместимости поверхности. Установленные зависимости могут быть использованы при проектировании финишной ЭХО наноструктурного NiTi, предназначенного для медицинских изделий.

Список литературы:

1. Гюнтер В.Э. и др. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы. — Томск: Изд-во ТГУ.
2. Амирханова Н.А., Адашева С.Л. Электрохимическое и коррозионное поведение никеля и никелида титана с ультрамелкозернистой структурой // Вестник УГАТУ.

**ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ПОСЛЕДУЮЩИХ МНОГОКРАТНЫХ
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $\text{Ti}_{50.2}\text{Ni}_{49.8}$**

Хатилов И.А.¹, Чуракова А.А.^{1,2}

¹*Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Российская Федерация*

²*Институт физики и молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Российская Федерация*

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе системы TiNi представляют интерес для материаловедения, благодаря функциональным свойствам: эффекту памяти формы, псевдоупругости. Целью работы было изучение влияния отжига и термоциклической обработки на структурно-механические характеристики в сплаве TiNi .

В рамках данного исследования материалом был выбран сплав $\text{Ti}_{50.2}\text{Ni}_{49.8}$ ат.%. КЗ структура получена закалкой при 850°C 1 час в воду, а УМЗ - закалка с последующим РКУП при 450°C по маршруту Вс с количеством проходов 3. Образцы подвергались отжигу при температурах 400°C и 500°C в течение часа. Термоциклирование образцов осуществлялось охлаждением до температуры -196°C с выдержкой 2 минуты с последующим нагревом до температуры 175°C в течение 7 минут.

Отжиг при температурах 400°C и 500°C с термоциклированием не приводит к существенному изменению размера зерен в крупнозернистом (КЗ) состоянии. Также было измерено изменение температур мартенситных превращений дифференциально-сканирующей калориметрией. В ходе механических испытаний определялись предел фазовой текучести (σ_m), предел дислокационной текучести (σ_T) и предел временному сопротивлению разрыву (σ_B). Установлено, что в исходных (не подвергнутых термоциклированию) КЗ и ультрамелкозернистых (УМЗ) образцах предварительный отжиг вызывает снижение всех прочностных характеристик. Напротив, у образцов после 100 термоциклов показатели прочности после аналогичного отжига возрастают.

В итоге в работе было исследовано влияние отжига с термоциклированием на микроструктуру сплава. Были изучены механические свойства после отжига термоциклированных образцов.

УДК 669.715:539.374:621.777

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТРЕХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-MG-SI С РАЗЛИЧНЫМИ ЛЕГИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

**Хафизова Э.Д.^{1,2}, Темралиева Д.Р.¹, Страумал П.Б.¹, Лукьянова Е.А.¹,
Рыбальченко О.В.¹, Поленок М.В.²**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
ela.90@mail.ru*

Сплавы системы Al-Mg-Si являются базовыми для транспортного машиностроения, однако их применение ограничено умеренной прочностью. Перспективным направлением повышения механических характеристик является сочетание микролегирования переходными металлами (Sc, Zr, Hf) с методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Добавки Sc, Zr и Hf формируют наноразмерные дисперсоиды типа Al_3 (Sc,Zr,Hf), обеспечивающие дисперсионное твердение и торможение рекристаллизации.

В настоящей работе исследованы три модельных сплава системы Al-Mg-Si. Сплав 1 легирован медью (Cu), титаном (Ti), марганцем (Mn) и скандием (Sc). Сплав 2 получен дополнительным введением гафния (Hf) в состав сплава 1; сплав 3 — дополнительным введением циркония (Zr) в состав сплава 1. Исследование проведено как в исходном состоянии, так и после интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Цель работы — установить влияние легирующих добавок Hf и Zr на эволюцию структуры и комплекс механических свойств модельных сплавов системы Al-Mg-Si до и после деформации.

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА) установлено, что введение Sc, Zr и Hf в сочетании с ИПДК обеспечивает наиболее интенсивное динамическое измельчение зерна.

В исходном состоянии максимальный предел прочности зафиксирован у сплава с Zr (353 МПа), несколько меньший — у сплава с Hf (295 МПа); наибольшей пластичностью (до 30 %) обладает базовый 1 сплав с пределом прочности 266 МПа. После ИПДК прочностные характеристики сплавов 1 и 3 возрастают, однако разрушение образцов реализуется в зоне упругих деформаций при напряжениях 516 и 560 МПа, соответственно. Сплав 2 (с Hf) после ИПДК демонстрирует принципиально иной характер деформационного поведения: в рабочей части образца формируется локальная шейка, а предел прочности достигает 721 МПа при относительном удлинении около 2 %.

Добавка Hf обеспечивает после ИПДК наилучшее сочетание прочности и сохранения деформационной способности по сравнению с базовым сплавом и сплавом с Zr. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности дальнейшего исследования роли Hf в формировании дисперсной структуры сплавов Al-Mg-Si при интенсивной пластической деформации.

Исследование выполнено в рамках государственного задания № 075-00320-26-00.

УДК 538.951

**ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-Zn-Ca,
УПРОЧНЕННОГО МЕТОДОМ РКУП**

Худододова Г.Д.¹, Исламгалиев Р.К.¹, Кулясова О.Б.¹, R. Ebrahimi², Валиев Р.З.¹

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Ширазский университет, Шираз, Иран*

khudododova.gd@gmail.com

Магний благодаря своей биорастворимости [1] и превосходной биосовместимости обладает огромным потенциалом для применения в качестве внутреннего имплантата в таких областях, как ортопедия, сердечно-сосудистая медицина, хирургия и нейрохирургия. В данной работе в качестве материала для исследований был выбран сплав Mg-1%Zn-0.2%Ca. Для формирования УМЗ состояния исходные образцы подвергали деформационно-термической обработке методами РКУП-СЭ при температуре 400°C, далее следовало дополнительное РКУП, 4 прохода при температуре 350°C, после которой общая степень деформации составила 6,4. Затем были проведены дополнительная экструзия при температуре 200°C. Далее для снижения внутренних напряжений один из образцов подвергался дополнительному термическому отжигу при температуре 175°C в течение 30 минут. Исследование коррозионных свойств проводили известным гравиметрическим методом в соответствии с ASTM G1-03-E [2]. Анализ микроструктуры после коррозионного испытания проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEM-6390.

На основе детального исследования поверхности образцов с помощью сканирующей электронной микроскопии (РЭМ) установлены различия в характере коррозии исследуемых образцов после выдержки в растворе Рингера в течение первых суток. В гомогенизированном образце выявлены более крупные нетронутые участки, достигающие 2–3 мм, что указывает на неравномерность коррозионного процесса вследствие различия в структуре образцов (рис. 1а). Обнаружена равномерная коррозия по поверхности деформированных образцов с наличием небольших участков (размером 100–200 мкм), не подвергнутых коррозии (рис. 1б).

Для определения состава фаз, образовавшихся в сплавах, было проведено исследование распределения элементов на поверхности корродированных образцов (рис. 1). Химический состав поверхности образцов, подвергнутых испытаниям на коррозию, проанализированный с помощью EDS анализа, представлен на рисунке 1, из которого видно, что содержание Ca и Zn на корродированных участках образцов РКУП+Экс меняется по сравнению с гомогенизированным состоянием, что может свидетельствовать об изменении механизмов коррозии. Высокая коррозионная стойкость образцов РКУП+Экс + ТО 175°C сопровождается минимальной интенсивностью пиков Ca и Zn на диаграмме EDS (рис. 1в), что свидетельствует о важной роли катодных частиц $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$, в анодном растворении матрицы по границам зерен, в которых внутренние напряжения сняты с помощью отжига при 175°C.

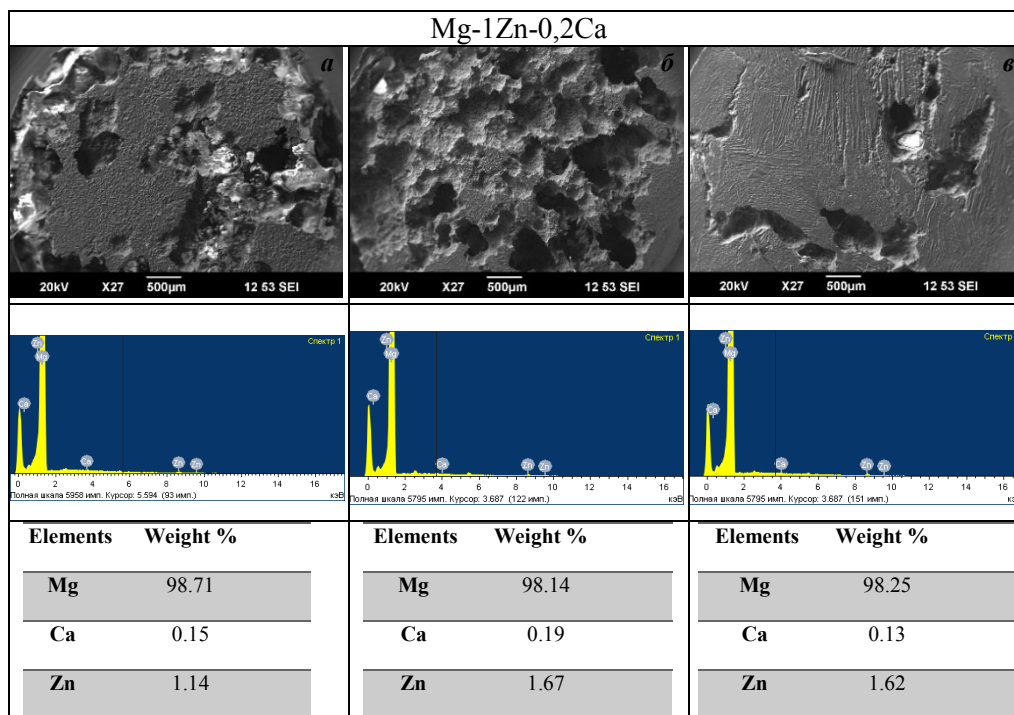


Рисунок 1. Микрофотографии РЭМ, показывающие морфологию поверхности и анализ EDS-площади корродированных в течение 1 дня сплавов: (а) гомоген; (б) РКУП+Экс (в) РКУП+Экс+ТО 175°C.

Установлено, что УМЗ сплав после РКУП+Экс и дополнительной термообработки при 175°C демонстрирует снижение скорости коррозии до 0,9 мм/год по сравнению с деформированным состоянием РКУП+Экс, в котором скорость коррозии была 3,8 мм/г. Это связано со стабилизацией границ зерен и важной ролью катодных частиц вблизи границ зерен в снижении скорости растворения анодной матрицы.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда № 24-43-20015.

Список литературы:

1. Sun Y., Helmholtz H., Willumeit-Römer R. Journal of Magnesium and Alloys, 2024, Vol. 12, P. 59–71.
2. Standard test methods for tension testing of metallic materials: annual book of ASTM standards. – Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 2004.

**УПРОЧНЕНИЕ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ В ТРУБОПРОВОДНОЙ АРМАТУРЕ
МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ**

Хусаинов Ю.Г., Азин В.А., Бакиева Г.Р.

Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

BakievaGR@uust.ru

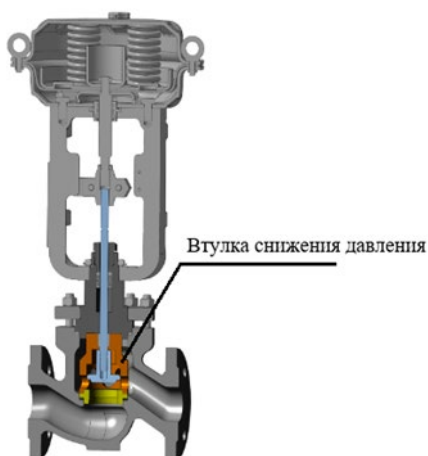
Целью работы являлось экспериментальное определение оптимального режима ионно-плазменного азотирования в тлеющем разряде деталей из сталей двух марок (20Х13 и 09Г2С), путем изучения микротвердости и толщины слоя.

Главная особенность ионно-плазменного азотирования состоит в том, что насыщение поверхности азотом происходит из низкотемпературной плазмы. Ключевые особенности технологии: прецизионный контроль структуры слоя, минимальные деформации деталей, эффективная обработка нержавеющей сталей, экологичность и экономичность (технология исключает использование токсичного аммиака (NH_3), а расход рабочих газов (азота и водорода) сокращается в 10–20 раз по сравнению с газовым методом), локальность обработки [1,2,5]

Азотирование сталей 20Х13 и 09Г2С проводилось в диапазоне температур от 450 °С до 580 °С и с различной продолжительностью по времени (от 6 ч до 12 ч.). Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса.

По результатам экспериментальных исследований были определены оптимальные режимы обработки для деталей 09Г2С (580 °С) 20Х13 (530 °С). Основные параметры ионно-плазменной обработки были следующие: температура деталей $T=530-580$ °С; время азотирования 12ч; состав газа Ar 55%, N 35%, H 10%; рабочее давления 250-300 Па. Эти значения были обоснованы экспериментальным путем изучая разные режимы и последующим анализом полученных результатов измерения микротвердости и металлографического анализа [4,5].

Апробация технологии проводилась на деталях втулки запорно-регулирующего клапана (рис. 1). Выполнено ионно-плазменное азотирование втулки, отвечающее за снижение давления рабочей среды, изготовленной из стали 09Г2С при режиме 580 °С в течение 12ч. Этот режим является более эффективным по данным исследований микротвёрдости и микроструктуры.



1)



2)

Рисунок 1. Запорно-регулирующий клапан (1) и азотированная втулка при режиме 580 °С, 12ч (2)

В шаровом кране выполнили ионно-плазменное азотирование запорного элемента – шарового затвора, у которого подвижный затвор представляет собой полый шар с отверстием выполненного из стали 20Х13. При режиме 530°C, период времени 12ч, так как этот режим является оптимальным.

Основные выводы:

1) метод ионно-плазменного азотирования способствует повышению упрочнения для сталей 20Х13 и 09Г2С. Как видно из представленных таблиц и графиков, азотирование сталей 20Х13 и 09Г2С при температурах 530-580 °С в течение 12 ч позволяет получать слои, в 2-3 раза более упрочненные, по сравнению с азотированием при температуре 450-500 °С и том же времени процесса. При температуре выдержки 530-580°C обеспечивается сохранение физико-механических свойств деформированного материала. При этом обеспечивается плавный переход от поверхностной микротвердости к твердости сердцевины. Плавность переходной зоны распределения микротвердости по глубине является одним из показателей высокого качества азотированного слоя.

2) выявлен оптимальный режим ионно-плазменного азотирования для изучаемых марок сталей (для стали 20Х13 это режим (530°C 12ч) с толщиной нитридной зоны (50 мкм) и микротвердостью (1398 (HV 0,5) кгс/мм²), для стали 09Г2С это режим (530°C, 12ч) с толщиной нитридной зоны (35 мкм) и микротвердостью (1275 (HV 0,5) кгс/мм²).

3) технология апробирована в АО «Благовещенский арматурный завод».

Список литературы:

1. Taylor C. D., Tossey B. M. High temperature oxidation of corrosion resistant alloys from machine learning // npj Materials Degradation. 2021. Vol. 5. Article 38. DOI: 10.1038/s41529-021-00184-3.

2. Ultra-high frequency heating in oil production and oil refining/Saitov R.I., Kabartov T.O., Bakieva G.R.-Russian Engineering Research. 2024. -Т. 44. -№ 12. -С. 1735-1741.

3. Yu X., Wang Q., Nagasawa H., Kanezashi M., Tsuru T. SiC mesoporous membranes for sulfuric acid decomposition at high temperatures in the iodine-sulfur process // RSC Advances. 2020. Vol. 10. P. 41883–41890. DOI: 10.1039/D0RA06919A.

4. Анализ методов повышения надежности трубопроводной арматуры специального назначения/Яковлев Г.С., Хусаинов Ю.Г., Селищев Р.А.//Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. -2025. -Т. 29. - № 3 (109). -С. 13-23.

5. ГОСТ 14019-2003 (ИСО 7438:1985) «Материалы металлические. Метод испытаний на изгиб».

РЕЛАКСАЦИОННОЕ РАССЕЯНИЕ ЭЛЕКТРОНОВ НА ЧАСТИЦАХ
ВТОРИЧНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ

Чембарисова Р.Г.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

chroza@yandex.ru

Внимание исследователей в последние несколько десятилетий сосредоточено на вопросах повышения электропроводности металлических материалов, что связано с расширением центров обработки данных, необходимостью развития городской инфраструктуры, электротранспорта и т.д. Материалы с повышенной электропроводностью могут обеспечить более высокую пропускную способность тока, снизить потери при передаче электроэнергии. Работы ведутся в двух направлениях. Первое связано с минимизацией примесей и дефектов кристаллической структуры путем различных схем деформационно-термических обработок. Второе направление связано с введением в металлы электропроводящих нанокристаллических материалов, представляющих собой одномерные и двумерные аллотропы углерода [1], что может улучшить электропроводность на 10-16%. Однако эти данные справедливы лишь для нано- и микромасштабных образцов [1]. В настоящее время для практического применения широко используется первый подход.

С этой целью в сплавах, например, системы Cu-Cr-Zr в результате термомеханических обработок стараются сформировать структуру, содержащую различные частицы вторичных фаз, такие как Cu_5Zr , $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$, обогащенные хромом частицы Cr, CuCr, CuCr_4 , которая характеризуется более высокой проводимостью. При этом не интересуются тем, что сами частицы являются носителями определенных электропроводящих свойств, оказывающих влияние на проводимость всего материала в целом. Как известно, электросопротивление обусловлено рассеянием электронов на неоднородностях, а не на идеальной кристаллической решетке. Электроны, движущиеся в матрице, могут рассеяться на частицах вторичных фаз. Электрон внутри металла является квазичастицей проводимости, но не свободным электроном. Длина волны электрона определяется уровнем Ферми и составляет в медной матрице $\lambda_F \approx 0.5$ нм. Если размер частицы $R_p \gg \lambda_F$, то электрон воспринимает ее как макроскопическое препятствие. Если частица значительно больше длины свободного пробега электрона l , то она действует почти как непроницаемое препятствие. И вклад в удельное сопротивление определяется уже концентрацией таких частиц и их геометрией. В этом случае транспортное сечение рассеяния имеет порядок геометрического: $\sigma_{tr} \sim \sigma_g$. Величина сопротивления определяется транспортным сечением:

$$\sigma_{tr} = \int (1 - \cos \Theta) \frac{d\sigma}{d\Omega} d\Omega, \quad (1)$$

где Θ – угол рассеяния, $d\sigma/d\Omega$ – дифференциальное сечение рассеяния, $d\Omega$ – элемент телесного угла. Если частица имеет размеры порядка нескольких нанометров, то возникают квантовые эффекты. Например, если частица имеет размер около 5 нм, она находится в промежуточной области. Размер частицы оказывается намного больше размера атома, но лишь в 10 - 20 раз больше λ_F . Тогда геометрическое приближение $\sigma_{tr} \sim \sigma_g \approx \pi R_p^2 \approx 2.0 \times 10^{-17} \text{ м}^2$ уже не является всегда точным. В металле для электронов проводимости, если частица практически непроницаема, как, например, в случае, когда она сильно отличается по электронным свойствам от матрицы, то транспортное сечение будет того же порядка: $\sigma_{tr} \sim \sigma_g \approx (1-3) \times 10^{-17} \text{ м}^2$. Более корректно будет учитывать не только режим транспорта (R_p/l), но и электронные свойства частицы и матрицы. Если электронная структура частицы близка к электронной структуре матрицы, то рассеяние

будет слабым. Если отличие сильное – рассеяние будет сильным. На границе раздела часть электронной волны отражается, подобно тому, как свет частично отражается на границе двух прозрачных сред с разными показателями преломления. В системе Cu - Cu₅Zr у Cu почти свободная 4s-зона проводимости, высокая подвижность электронов. У Cu₅Zr сильная гибридизация состояний Cu-d и Zr-d, более сложная зонная структура, меньшая подвижность электронов. Поэтому электрон, переходя из Cu в Cu₅Zr, испытывает изменение потенциального ландшафта, и часть его волновой функции отражается. Если обозначить коэффициент отражения на границе R , то транспортное сечение можно грубо оценить как $\sigma_{tr} \approx R\pi R_p^2$, R_p – размер частицы. Если $R \ll 1$, частица почти прозрачна для электронов. Если $R \approx 1$, она рассеивает почти как непроницаемое препятствие. Для частицы Cu₅Zr размером 5 нм в медной матрице R и транспортное сечение нельзя назвать универсальными константами. Они зависят от электронной структуры границы раздела. Тем не менее, можно сделать физически обоснованные оценки. Если представить границу между Cu и Cu₅Zr как потенциальный барьер, то коэффициент отражения электронной волны можно оценить по аналогии с одномерной потенциальной ступенькой:

$$R = \left(\frac{k_{F1} - k_{F2}}{k_{F1} + k_{F2}} \right)^2, \quad (1)$$

где k_{F1} и k_{F2} – волновые числа Ферми в Cu и Cu₅Zr, $k_{Fi} = (3\pi^2 n_{ei})^{1/3}$. n_{ei} – концентрация электронов в фазах. В данном случае $R \approx 6.4 \times 10^{-4}$. Это означает, что отражается примерно лишь $6.4 \times 10^{-2} \%$ падающего электронного потока. Остальная часть проходит через частицу. С учетом геометрического сечения рассеяния $\sigma_g \approx 58 \times 10^{-18} \text{ м}^2$ можно оценить транспортное сечение: $\sigma_{tr} \approx R\sigma_g = 0.37 \times 10^{-19} \text{ м}^2$. Полученные значения представляют собой оценки порядка величины, а не точные значения. Для их точного определения обычно используют расчеты электронной структуры методом DFT, расчет коэффициента R на границе Cu-частица, например, с использованием формализма Ландауэра-Бюттикера или неравновесной функции Грина, затем используют этот параметр как входной в модели Больцмана через σ_{tr} . Если интерфейс когерентный, а Cu₅Zr действительно можно приближенно описывать как свободно-электронный металл, дополнительный межфазный потенциальный барьер отсутствует, то оценка для R выглядит вполне приемлемой. Отражение возникает лишь из-за несовпадения k_F /эффективной массы m^* . Если граница не плоская, то правильнее рассмотреть набор коэффициентов $R(\Theta)$ и воспользоваться транспортным сечением (1). Можно еще уточнить значение m^* и скорости Ферми по данным DFT. Если они близки к значениям для Cu, то коэффициент отражения должен иметь такой порядок, или быть даже меньше. Для Cu₅Zr нет опубликованных данных об эффективной массе m^* . Для интерметаллидов Cu-Zr типичные значения составляют $(1.5-3)m_e$, $m^* \approx 2 m_e$. Если речь идет об электронах, локализованных внутри частиц Cu₅Zr, Cu₅₁Zr₁₄, то рассеивающим объектом является внутренняя поверхность частицы. В более строгой современной теории Ландауэра-Бюттикера сопротивление интерфейса определяется суммой коэффициентов прохождения электронных каналов, а не одним усредненным коэффициентом R . Для оценок можно воспользоваться формулой $\rho_{int} = m^* R v_F / 4 n_e e^2$. И если сопротивление интерфейса с матрицей не превышает высокой проводимости частицы, частица может повысить эффективную проводимость материала.

Список литературы:

1. Cao M., Xiong D.B., Yang L., Li S.; Xie Y., Guo Q., Li Z., Adams H., Gu J., Fan T., Zhang X., Zhang D. Ultrahigh Electrical Conductivity of Graphene Embedded in Metals // *Advanced Functional Materials*. – 2019. – Vol. 29, № 17. – Art. 1806792. DOI: <https://doi.org/10.1002/adfm.201806792>.

КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА TiNi

Чуракова А.А.^{1,2}, Исхакова Э.И.^{1,2}, Воробьев Е.В.^{1,2}, Кадилов П.О.³¹ Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия² ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия³ НИТУ МИСИС, Москва, Россия

churakovaa_a@mail.ru

Сплавы с эффектом памяти формы активно применяются в медицине в качестве долговечных имплантатов. Для эксплуатации изделий из сплава TiNi в агрессивных средах необходима высокая коррозионная стойкость, однако систематических исследований в этом направлении на данный момент недостаточно. В работе изучен сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$, обогащенный никелем.

Для получения твердого раствора на основе основной фазы образцы закаливали в воду после выдержки при 800 °С в течение часа. Вторым исследуемым состоянием стал материал после старения при 430 °С. Коррозионные испытания проводили в 0,9% растворе NaCl, а также в средах Рингера и Хэнкса. Для оценки коррозионно-усталостной долговечности образцы подвергали механоциклированию в растворе Хэнкса и 0,9 % NaCl. Испытания начинали после выхода электродного потенциала на стационарный уровень (≈ 7000 с). Циклическое нагружение осуществляли изгибом на специализированной установке «Устройство для изучения коррозионно-усталостного разрушения металлов и сплавов в ходе механических испытаний в жидком электролите» для изучения коррозионно-усталостного разрушения металлов и сплавов в жидких электролитах; деформация за каждый цикл составляла 3 % (исследования проводились в НИТУ МИСИС).

В момент старта механоциклирования для всех образцов фиксируется резкий сдвиг электродного потенциала в отрицательную область, что, вероятно, обусловлено нарушением целостности пассивного слоя, сформировавшегося на этапе выдержки при стационарном потенциале. На следующем этапе циклирования наблюдается анодная поляризация (смещение в положительную сторону), свидетельствующая о постепенной репассивации поверхности. Однако по мере продолжения испытаний потенциал начинает монотонно смещаться в отрицательную область. Данная тенденция связана с накоплением плотности дислокаций, которая на определенном этапе инициирует локальное разрушение оксидной пленки; при этом процессы разрушения пассивной пленки преобладают над процессами ее образования, что подтверждается устойчивым дрейфом потенциала вниз. С дальнейшим развитием процесса и зарождением коррозионно-усталостной трещины эффективное поперечное сечение образца уменьшается (часть материала расходуется на образование вторичных пассивных пленок), что влечет за собой увеличение удельной нагрузки на оставшееся сечение. В среде Хэнкса фиксируются более высокие показатели долговечности по сравнению с 0,9 % NaCl; это, по-видимому, объясняется присутствием большего числа солей, способствующих образованию плотных продуктов коррозии, которые замедляют кинетику разрушения. Кроме того, предварительный отжиг при 430 °С в течение 1 часа, приводящий к дисперсионному выделению фазы Ti_3Ni_4 , обеспечивает почти трехкратное увеличение числа циклов до разрушения.

УДК 691.5:666.9:004.9

ПОЛИМИНЕРАЛЬНЫЕ ГЛИНЫ КАК ПУЦЦОЛАНОВЫЙ КОМПОНЕНТ ВЯЖУЩИХ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ

Шагигалин Г.Ю., Синицин Д.А., Недосеко И.В.

*Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Российская
Федерация*

ufa-gazinur@mail.ru, d4013438@yandex.ru, nedoseko1964@mail.ru

Развитие аддитивных технологий в строительстве предъявляет новые требования к материалам для послойной экструзии: они должны сочетать высокую скорость структурообразования, управляемую реологию и долговечность [1]. Одним из перспективных направлений является использование композиционных вяжущих с активными минеральными добавками, позволяющими снизить расход клинкерной составляющей и улучшить эксплуатационные свойства. К таким добавкам можно отнести термоактивированные полиминеральные глины.

При термической обработке глин в интервале температур 600-900 °С происходит дегидроксидация глинистых минералов с разрушением кристаллической решётки и образованием аморфного глинозема и кремнезема. Соответственно, при данных температурах достигается максимальная степень аморфизации, что обуславливает пуццолановую активность.

Пуццолановая реакция представляет собой кислотно-основное взаимодействие между гидроксидом кальция (портландитом) и аморфными оксидами кремния и алюминия, в результате которого образуются гидросиликаты и гидроалюминаты кальция, заполняющие поры и уплотняющие цементную матрицу. Также необходимо отметить, что введение 15-20 % термоактивированных глин в состав композиционных вяжущих взамен классического портландцемента позволяет сократить выбросы углекислого газа в окружающую среду, что соответствует современным экологическим трендам по уменьшению углеродного следа при производстве строительных материалов [2].

В практике аддитивного строительства находят применение как гипсоцементно-пуццолановые системы с использованием термоактивированных глин, так и бесклинкерные композиции. Принципиальной особенностью применения термоактивированных глин в вяжущих, используемых в составах для 3D-печати, является их способность обеспечивать быстрый набор структурной прочности (например, в сочетании с негашеной известью и гипсом). Материалы для послойной экструзии должны обладать стабильной вязкостью при экструзии и быстрым восстановлением структурной прочности после нанесения слоя, чтобы выдержать нагрузку от вышележащих слоев. Введение термоактивированной глины в гипсо-известковые системы обеспечивает формирование стабильных низкоосновных гидросиликатов кальция (C-S-H) при взаимодействии аморфной фазы с щелочной средой, что исключает образование деструктивного вторичного этtringита на поздних стадиях гидратации и обеспечивает долговременную прочность и водостойкость материала [3].

Использование полиминеральных глин в качестве пуццоланового компонента для аддитивных технологий открывает широкие возможности для импортозамещения и снижения себестоимости материалов за счёт применения доступного местного сырья. Температура активации глин (650-850 °С) существенно ниже температуры обжига цементного клинкера (1450 °С), что обеспечивает значительную экономию энергоресурсов и снижение выбросов парниковых газов. Таким образом, термоактивированные полиминеральные глины представляют собой эффективный и

экологически обоснованный компонент для создания композиционных вяжущих, адаптированных к требованиям аддитивного строительного производства.

Список литературы:

1. Шагигалин, Г. Ю. Технологические аспекты аддитивного формообразования и требования к материалам / Г. Ю. Шагигалин, Д. А. Сеницин // Наука и образование: фундаментальные основы, технологии, инновации : материалы Всероссийской научно-методической конференции. – Оренбург: Оренбургский государственный университет, 2025. – С. 721-725.

2. Комплексные минеральные вяжущие с использованием вторичных ресурсов химической и металлургической промышленности / А. А. Парфенова, Д. А. Сеницин, М. Р. Бикбулатов [и др.] // ALITinform: Цемент. Бетон. Сухие смеси. – 2025. – № 1(78). – С. 41-50.

3. Недосеко, И. В. Особенности применения композиций на гипсовой и гипсоцементной основе для 3D-печати малоэтажных зданий / И. В. Недосеко, Г. Ю. Шагигалин, Д. В. Метлицкая // Традиции и инновации в строительстве и архитектуре. Строительство и строительные технологии. – Самара: Самарский государственный технический университет, 2024. – С. 740-744.

**О ТЕХНОЛОГИИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КАЧЕСТВА СУХИХ ОГНЕУПОРНЫХ
СМЕСЕЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ****Шаяхметов У.Ш.¹, Хамидуллин А.Р.¹, Захаров А.В.¹, Чудинов В.В.²**¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*²*Уфимский университет науки и технологий, Филиал в г. Бирске, Россия*
chudinovvv@rambler.ru

Сухие огнеупорные смеси и набивные массы являются неотъемлемым элементом футеровок промышленных агрегатов, работающих в условиях высоких температур. От их состава и стабильности свойств зависят ресурс работы печей, безопасность процессов и экономическая эффективность производства. В условиях импортозамещения особую значимость приобретает разработка новых рецептур на основе местного сырья, а также совершенствование методов контроля, позволяющих гарантировать соответствие смесей жестким техническим условиям конкретных производств.

Нами были систематизированы современные методы исследования сухих огнеупорных смесей различного состава и назначения, разработка рекомендаций по контролю качества и созданию новых рецептур с использованием отечественных сырьевых материалов.

В процессе работы проведён анализ нормативной базы (ГОСТ, международные стандарты) и сравнительная оценка подходов к контролю компонентов и готовых смесей. Разработаны и описаны лабораторные методики, позволяющие прогнозировать поведение материала в экстремальных эксплуатационных условиях. Обоснованы критерии подбора составов смесей под конкретные температурные режимы, агрессивные среды, предусмотрены особенности формования футеровки при сложной геометрии. Изучен вопрос снижения себестоимости за счет использования доступного местного сырья без потери эксплуатационных свойств.

Работа проводилась в два этапа: на первом рассматривались фундаментальные методы исследования и контроля, начиная от правил отбора проб до определения огнеупорности, пористости, механической прочности и термостойкости. Проведен сравнительный анализ отечественных и зарубежных стандартов, показавший возможности гармонизации требований при сохранении специфики российских условий.

На втором этапе был разработан цикл лабораторных работ, охватывающих основные параметры оценки качества сухих смесей: зерновой состав, пластичность, время схватывания, изменение свойств после обжига. Особое внимание уделено методикам ускоренных испытаний, имитирующим реальные тепловые и механические нагрузки, что позволяет прогнозировать ресурс футеровок.

Предложенные принципы позволяют избежать необоснованного использования дорогостоящих импортных компонентов и ускорить внедрение новых материалов.

Результаты работы могут быть использованы в лабораториях предприятий огнеупорной и металлургической промышленности при оперативном контроле качества сухих смесей, в проектных организациях при разработке новых композиционных материалов для футеровки конкретных агрегатов, в учебном процессе при подготовке инженеров-технологов и материаловедов.

Систематизация методов испытаний сухих огнеупорных смесей и учет требований конкретного производства позволяют обоснованно выбирать составы, обеспечивающие требуемую долговечность и безопасность. Дальнейшее развитие исследований должно

быть направлено на создание банка данных свойств смесей из местного сырья и разработку экспресс-методов контроля в производственных условиях.

Список литературы:

1. Куйда Е.А., Шаяхметов У.Ш., Хамидуллин А.Р. ТЕХНОЛОГИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ЦЕМЕНТИРУЮЩИХ СВОЙСТВ СУХИХ СМЕСЕЙ. // Материалы IV Всероссийской научно-практической молодежной конференции с международным участием. отв. редактор: У.Ш. Шаяхметов. 2019. С. 286-287.

**РАЗРАБОТКА БЕЗОБЖИГОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ТРУБЧАТЫХ ИЗДЕЛИЙ
НА ОСНОВЕ ПИРОФИЛЛИТСОДЕРЖАЩЕГО СЫРЬЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
ФОСФАТНЫХ СВЯЗУЮЩИХ****Шаяхметов У.Ш.¹, Хамидуллин А.Р.¹, Захаров А.В.¹, Чудинов В.В.²**¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*²*Уфимский университет науки и технологий, Филиал в г. Бирске, Россия*
chudinovvv@rambler.ru

В условиях импортозамещения и необходимости освоения местных сырьевых ресурсов особый интерес представляет месторождение Куль-Юрт-Тау (Республика Башкортостан), однако существующие технологии часто требуют высокотемпературного обжига, что увеличивает энергозатраты и себестоимость. Разработка безобжиговых композиций на основе ПФС с использованием неорганических связующих позволяет снизить температуру обработки и упростить технологический процесс, сохраняя эксплуатационные свойства.

Нами разработана безобжиговая технология тонкостенных трубчатых изделий огнеупорного назначения из ПФС месторождения Куль-Юрт-Тау с применением фосфатных связующих, обеспечивающих формирование высокотемпературных фаз и требуемых физико-механических характеристик. При этом использован ПФС следующего химического состава (% массы): SiO_2 – 51,96; Al_2O_3 – 37,8; Fe_2O_3 – 0,05; TiO_2 – 0,95; CaO – 0,28; MgO – 0,1; $\text{Na}_2\text{O}+\text{K}_2\text{O}$ – 0,68. Минералогический состав включает 62–64% пиррофиллита, 10–12% каолинита, 10–12% диаспора, 2–3% серицита и 0,2–0,5% кварца. Содержание красящих оксидов не превышает 2,5%, что соответствует требованиям в огнеупорной промышленности. В качестве связующего применяли высокотемпературные фосфатные составы различной химической природы. Композиция готовилась из порошков ПФС фракцией менее 2,5 мм с добавлением модификаторов и связующего до получения массы соответствующей пластичности, пригодной для формования тонкостенных труб.

В процессе разработки исследованы физико-химические процессы, протекающие при нагреве композиций ПФС с фосфатными связующими. Установлены температурные интервалы взаимодействия компонентов, приводящие к образованию новых фаз – муллита и высокотемпературных фосфатных соединений, что обеспечивает упрочнение структуры без дополнительного обжига. Оптимизировано количество связующего для достижения максимальной плотности и механической прочности изделий. Физико-механические испытания подтвердили, что полученные безобжиговые материалы не уступают по основным характеристикам традиционным обожженным аналогам, а по термостойкости и технологичности даже превосходят их. Разработана принципиальная схема изготовления трубчатых изделий с использованием порошковых компонентов различной зернистости, что позволяет регулировать пористость и теплопроводность готовой керамики.

Впервые для ПФС Куль-Юрт-Тау предложена безобжиговая технология, базирующаяся на управляемом фазообразовании в системе «пиррофиллит – фосфатное связующее». Выявлены закономерности влияния зернового состава наполнителя и типа связки на формирование эксплуатационных свойств. Показана возможность получения муллитсодержащей структуры при температурах ниже высокотемпературного обжига, что расширяет технологический диапазон использования данного сырья.

Разработанная технология позволяет снизить энергозатраты и себестоимость производства трубчатых огнеупорных изделий за счёт исключения стадии высокотемпературного обжига, утилизировать местное сырьё, сократив зависимость от

импортных материалов, получать изделия сложной геометрии (тонкостенные профильные изделия) с регулируемыми свойствами для различных отраслей промышленности (металлургия, химическая промышленность, энергетика).

Проведённые исследования подтверждают эффективность использования ПФС Куль-Юрт-Тау в безобжиговых композициях с фосфатными связующими. Разработанные технологические режимы обеспечивают получение керамических материалов с высокими физико-механическими и эксплуатационными показателями. Дальнейшие работы будут направлены на масштабирование технологии и исследование долговременной стойкости изделий в агрессивных средах при повышенных температурах.

Список литературы:

1. Шаяхметов У.Ш., Мустафин А.Г., Хамидуллин А.Р., Захаров А.В., Юлдашбаева В.Ф. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ ИЗ ПИРОФИЛЛИТОВОГО СЫРЬЯ // Конструкции из композиционных материалов. 2025. № 3 (179). С. 14-18.

О ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ПЕНОКЕРАМИКИ КРУПНОРАЗМЕРНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ГЛИНИСТЫХ ПОРОД

Шаяхметов У.Ш.¹, Чудинов В.В.²

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Уфимский университет науки и технологий, Филиал в г. Бирске, Россия*
chudinovvv@rambler.ru

В настоящее время, возможно, говорить о достаточно большом разнообразии технологий и производств пористых материалов различного назначения, получаемых различными методами вспучивания и на основе различных связующих веществ. Различают материалы такие как пенобетон, газобетон, не требующие процесса спекания при больших температурах, и материалы на основе силикатной пеностеклокерамики и глиняной и/или глиноземистой пенокерамики требующие технологии спекания при температурах порядка 1000°C с различными методами вспенивания.

Наиболее высокими теплоизоляционными свойствами в сочетании с достаточной механической прочностью обладают изделия из пеностекла и стеклокристаллической пенокерамики (стеклокристаллические пеноматериалы), вспененные в процессе обжига. При этом они содержат закрытых пор малого диаметра [1, 2].

Изделия из указанных материалов имеют повышенные эксплуатационные свойства благодаря достаточной конструктивной прочности, малой теплопроводности и пожаробезопасности.

Алгоритм производства пористых пенокерамик был предложен в 1932 году И.И.Китайгородским и опубликован в 1953 году. Технология производства пенокерамики: подготовка шихты с добавлением или без какого-либо газообразователя; обжиг (вспенивание, вспучивание за счет газовой выделения) шихты; отжиг полученного пористого ячеистого материала; механическая обработка.

В качестве газообразователя используют карбонаты, разлагающиеся при повышенных температурах, восстановители на основе углерода, например древесный уголь, кокс, сажа или алюминий.

Особый интерес представляют разработка технологий вспучивания глинистых пород применительно к производству крупноразмерных изделий [3, 4]. В качестве сырья возможно использовать глины и сланцы. Исходные компоненты шихты перемешиваются при совместном сухом измельчении. Температура вспучивания 1110 - 1260°C, время термообработки при максимальной температуре определяется вспучиванием до начала опадания материала. При такой технологии пенокерамика имеет среднюю плотность порядка 180 - 850 кг/м³ и невысокий, но достаточный предел прочности при сжатии 2,0 - 12,0 МПа.

Однако технология изготовления изделий способом вспучивания имеет следующие недостатки: сложность приготовления сырьевой шихты заданного состава; строгие требования к полуфабрикату по гранулометрическому составу; потребность при обжиге в тепловых агрегатах с дорогими жаростойкими материалами.

Тем не менее, при достаточно больших объемах производства пенокерамические материалы выигрывают соотношением цена – качество у газобетонных изделий. Также они предпочтительнее по эксплуатационным свойствам.

Нами разработана технология получения пенокерамических крупноразмерных блоков из местных глинистых пород.

На рисунке 1 представлен образец блока из пенокерамики полученного в лаборатории.



Рисунок 1. Блок пенокерамики на основе глиняного сырья.

Список литературы:

1. Шаяхметов У.Ш., Фахретдинов И.А., Усманов С.М., Чудинов В.В., Латыпов В.М., Хамидуллин А.Р., Батршина Г.С. ВЫСОКОПОРИСТАЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННАЯ ПЕНОКЕРАМИКА СТРОИТЕЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ. КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА. Учебное пособие / Уфа, 2015.
2. Шаяхметов У.Ш., Мурзакова А.Р. ТЕХНОЛОГИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЕНОКЕРАМИКИ // Вестник Башкирского университета. 2014. Т. 19. № 3. С. 828-830.
3. Синицин Д.А., Шаяхметов У.Ш., Рахимова О.Н., Халиков Р.М., Недосеко И.В. НАНОСТРУКТУРИРОВАННАЯ ПЕНОКЕРАМИКА СТРОИТЕЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ: ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ // Нанотехнологии в строительстве: научный интернет-журнал. 2021. Т. 13. № 4. С. 213-221.
4. Шаяхметов У.Ш., Хамидуллин А.Р., Захаров А.В., Чудинов В.В. ТЕХНОЛОГИЯ И ПРОИЗВОДСТВО ПЕНОКЕРАМИКИ СТРОИТЕЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ // В сборнике: Актуальные вопросы современного материаловедения. материалы VI Международной молодежной научно-практической конференции. Отв. ред. Куковинец О.С., 2020. С. 347-351.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА Mg-8,6Zn-1,2Zr ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ В ПРОЦЕССЕ И ПОСЛЕ РКУП

**Шишкунова М.А.^{1,2}, Аксенов Д.А.^{1,2}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Рааб А.Г.^{2,3},
Парфенов Е.В.¹**

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

³Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

shishkunomashaa@gmail.com

В настоящее время магниевые сплавы рассматриваются как перспективные материалы для изготовления биоразрушаемых медицинских имплантатов благодаря низкой плотности, высокой удельной прочности, модулю упругости, близкому к модулю костной ткани, а также высокой биосовместимости [1]. Однако их практическое применение ограничивается недостаточной коррозионной стойкостью и сравнительно невысокими механическими характеристиками. Одним из эффективных способов повышения прочности является равноканальное угловое прессование (РКУП), обеспечивающее формирование ультрамелкозернистой структуры [2-3]. Вместе с тем накопление дефектов после интенсивной пластической деформации может снижать коррозионную стойкость. Перспективным подходом к улучшению коррозионной стойкости является применение ультразвуковой обработки (УЗО), которая приводит к некоторой релаксации напряжений в структуре как в процессе РКУП, так и после него [4-5].

Цель работы заключалась в исследовании влияния ультразвукового воздействия на структуру, механические свойства и коррозионную стойкость сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr после и в процессе деформации.

Исследования проводили на предварительно отожжённом при $420 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 48 часов сплаве Mg-8,6Zn-1,2Zr. Образцы подвергали одному проходу РКУП при температуре 400°C с углом пересечения каналов 120° , а также при 300°C и 400°C с углом пересечения каналов 90° . В первой серии экспериментов проводили объемную ультразвуковую обработку при комнатной температуре после РКУП. Во второй серии во время деформации возбуждали ультразвуковые колебания частотой около 20 кГц и амплитудой 5 мкм.

Установлено, что после постдеформационной ультразвуковой обработки существенного измельчения зерна не происходит, однако увеличивается доля малоугловых границ и снижается неравновесность структуры вследствие процессов полигонизации. Применение ультразвука непосредственно в процессе РКУП способствует формированию более однородной мелкозернистой структуры по сравнению с традиционным РКУП. Средний размер зерна уменьшается до 5–6 мкм, а крупные полосчатые участки практически отсутствуют.

Механические испытания показали, что постдеформационная ультразвуковая обработка сопровождается некоторым снижением предела текучести, однако практически в два раза повышает пластичность вследствие релаксации внутренних напряжений. Совмещённая обработка обеспечивает высокий уровень прочности при сохранении пластичности свыше 15 %, тогда как после РКУП без ультразвука относительное удлинение заметно ниже.

Коррозионные испытания показали, что наиболее высокая коррозионная стойкость достигается при совмещении РКУП с ультразвуковым воздействием ($3,4 \pm 0,2$ мм/год).

Улучшение связано с формированием однородной мелкозернистой структуры и снижением локальных напряжений у границ зерен, что способствует образованию более стабильной защитной оксидной плёнки. Постдеформационная ультразвуковая обработка также существенно снижает скорость коррозии до $8,2 \pm 0,4$ мм/год, благодаря увеличению доли малоугловых границ.

Таким образом, ультразвуковая обработка является эффективным инструментом управления структурой и свойствами сплава Mg–Zn–Zr. Деформация с последующей ультразвуковой обработкой позволяет дополнительно повысить эксплуатационные характеристики материала за счёт релаксации дефектной структуры, а совмещение ультразвука с РКУП обеспечивает эффективное сочетание прочности, пластичности и коррозионной стойкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 22-79-10325-П).

Список литературы:

1. Li H. et al. Progress in research on biodegradable magnesium alloys: a review //Advanced Engineering Materials. – 2020. – Т. 22. – №. 7. – С. 2000213.
2. Sayari F. et al. Comparison of the effect of ECAP and SSE on microstructure, texture, and mechanical properties of magnesium //Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – Т. 908. – С. 164407.
3. Mills K. et al. Impacts of strain path on evolution of microstructures and texture of ECAP Zinc //Journal of Alloys and Compounds. – 2026. – Т. 1057. – С. 186935.
4. Asfandiyarov R. N. et al. Influence of ECAP combined with ultrasound on the structure and properties of the alloy of the Mg-Zn-Zr system //Letters on Materials. – 2024. – Т. 14. – №. 3. – С. 183-189.
5. Aksenov D. et al. Bulk ultrasonic treatment of magnesium and Mg-Zn-Zr alloy subjected to ECAP //Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Т. 1014. – С. 178632.

СОДЕРЖАНИЕ

1	Abdrakhmanova E.D., Khafizova E.D., Li Zhen, Li Li, Liang Yingru, Meng Zhang FEATURES OF THE FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE OF THE BIORESORBABLE ZN-1%FE-1%MG ALLOY AFTER HPT.....	3
2	Gunderov D.V., Kaveh Edalati, Asfandiyarov R.N., Sergeev S.N, Kadirov P.O., Sharafutdinov A.V., Valiev R.Z. STRAIN LOCALIZATION DURING HIGH-PRESSURE TORSION OF SOME METALS AND ALLOYS.....	5
3	Kalinenko A.A., Nikitin I.S., Dolzhenko P.D., Borisov S.I., Zuiko I.S., Fedoseeva A.E., Mironov S.Y. STRUCTURAL RESPONSE OF A P92-TYPE CREEP-RESISTANT MARTENSITIC STEEL TO LASER POWDER BED FUSION.....	7
4	Meng K., Yu Lu, Yuecheng Dong Y., Alexandrov I.V. EFFECTS OF ECAP ON PHASE COMPOSITION, MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF TI-2FE-0.1B-XH ALLOYS.....	8
5	Mohankumar N., Vipin V.P., Rameshbabu N., Parfenov E.V. SURFACE MODIFICATION OF MAGNESIUM ALLOYS FOR TEMPORARY IMPLANT APPLICATIONS.	9
6	Shao Lipeng, Wei Wei, Sun Wenwen, An Xulong SYNERGISTIC ENHANCEMENT OF OXIDATION RESISTANCE AND MECHANICAL STRENGTH IN L2 ₁ -STRENGTHENED LIGHTWEIGHT HIGH-ENTROPY ALLOYS VIA Mn/Cr RATIO ENGINEERING.....	10
7	Sharafullin I.F., Samigullina A.I., Valiakhmetov U.R. SURFACE PROPERTIES, CRITICAL PHENOMENA AND SPIN WAVES OF FERROELECTRIC/FERROMAGNETIC SUPERLATTICES.....	11
8	Straumal B.B., Vershinin N.F., Kuznetsov S.V., Vinokurov S.A., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Mazilkin A.A., Duong L.V. ACCELERATED MASS TRANSFER UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND SEVERE ION IMPLANTATION.....	12
9	Ziyatdinova G.K. NANOMATERIALS AS ELECTRODE SURFACE MODIFIERS IN ORGANIC VOLTAMMETRY.....	13
10	Абдрахманов Д.И., Трочина А.М., Шарафуллин И.Ф. ВЛИЯНИЕ СЛУЧАЙНЫХ НЕМАГНИТНЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ФАЗУ РЕШЕТКИ СКРМИОНОВ.....	15
11	Абрамова М.М., Еникеев Н.А. КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 304 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	17
12	Агзамов Р.Д., Тагиров А.Ф. ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЛОПАТОК ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ЭРОЗИОННОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ.....	19
13	Алибаева Э.И., Галимшина З.Р., Парфенова Л.В. РАЗРАБОТКА ТАРГЕТНЫХ СРЕДСТВ ДОСТАВКИ ЛЕКАРСТВЕННЫХ ПРЕПАРАТОВ НА ОСНОВЕ КОНЬЮГАТОВ ГИАЛУРОНОВОЙ КИСЛОТЫ С ЛУПАНОВЫМИ ТРИТЕРПЕНОИДАМИ.....	21

14	Анисимова Н.Ю., Еникеев Н.А., Гатина С.А., Рыжкин А.А., Капустин А.В., Новрузов К.М., Спирина Т.С., Бабаева Г., Латышева А.С., Киселевский М.В. РАЗРАБОТКА ИМПЛАНТАТОВ ДЛЯ ОНКООРТОПЕДИИ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ ТИТАНА С АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫМИ И ПРОТИВООПУХОЛЕВЫМИ СВОЙСТВАМИ.....	23
15	Астанин В.В. ОЦЕНКА СТРУКТУРЫ И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МАТЕРИАЛОВ НЕРАЗРУШАЮЩИМИ МЕТОДАМИ.....	25
16	Асфандияров Р.Н., Аксенов Д.А., Рааб А.Г., Шишкунова М.А., Фаррахов Р.Г., Сиразеева А.Р. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ MG-ZN-ZR, ПОДВЕРГНУТОГО ЭКСТРУЗИИ, СОВМЕЩЕННОЙ С РКУП И УЛЬТРАЗВУКОМ.....	27
17	Бажин П.М. ПРОЦЕССЫ ГОРЕНИЯ ДЛЯ СИНТЕЗА ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ НА ИХ ОСНОВЕ.....	29
18	Базлов А.И., Занаева Э.Н., Убыйвовк Е.В., Барушева М.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ FE-CO-NI-CR-V-V ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ.....	30
19	Бибихов Ю.В., Семёнов А.С., Семёнова М.Н., Якушев И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ОБРАЗЦЫ ИЗ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ ДЛЯ СТИМУЛИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	32
20	Большевич Е.А., Аникеев С.Г., Лобань В.В., Артюхова Н. В., Пахолкина С.А. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Cu и Cr НА СМАЧИВАЕМОСТЬ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti ₂ Ni.....	34
21	Большевич Е.А., Аникеев С.Г. СВЯЗЬ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ.	36
22	Бондарь М.А., Латыпов О.Р. ПРОТИВОКОРРОЗИОННОЕ ПОЛИУРЕТАНОВОЕ ПОКРЫТИЕ СО ВВЕДЕННЫМИ В НЕГО УГЛЕРОДНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ ДЛЯ ОБОРУДОВАНИЯ НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ.....	38
23	Брусницын И.Е., Земляной К.Г. ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ ОГНЕУПОРОВ ПРИ ДОБАВЛЕНИИ В ИХ СОСТАВ ЦИНКСОДЕРЖАЩИХ КОМПОНЕНТОВ...	40
24	Быков П.А., Федорцов Р.С., Черненко Д.В., Калашников И.Е., Колмаков А.Г., Михеев Р.С. ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ TiNi НА СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССА ТРЕНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ Sn-Sb-Cu.....	42
25	Валеева А. Б., Усманов Э. И., Савина Я. Н., Валиев Р. Р. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЛАЗЕРНО-ПРОВОЛОЧНОЙ НАПЛАВКИ И ПОДВЕРГНУТОГО РКУП.....	44

26	Валиев Р.З. НАНОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ИХ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ.....	46
27	Вебер А.В., Плотников Д.Н., Гайсина Г.И., Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Кузьмина У.Ш., Шарафутдинова Л.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ЦИНКОВОГО СПЛАВА ZN-1AG-1CU В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОСЛЕ ВОЛОЧЕНИЯ.....	47
28	Вебер А.В., Шарафутдинова Л.А., Сергеев А.А., Мерсон Е.Д., Хафизова Э.Д. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ.....	49
29	Вершинина Т.Н., Головин И.С., Балагуров А.М. РОЛЬ СПИНОДАЛЬНОГО РАСПАДА В ФОРМИРОВАНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Fe ₁₃ Ga ₉ В СПЛАВАХ Fe-Ga.....	51
30	Волкова Е.П., Боткин А.В. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	53
31	Воробьев Е.В., Чуракова А.А. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА TiNi В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	55
32	Газизов М.Р., Газизова М.Ю. АНАЛИЗ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ В ВИДЕ {111}-ПЛАСТИН В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ НА ПРИМЕРЕ ОМЕГА-ФАЗЫ.....	57
33	Газизов М.Р., Комаров С.В., Шабунина Ж.С., Мамалат А.И., Алымов Н.Р., Сидоренко А.О., Климова-Корсмик О.Г., Степанов Н.Д. ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ TiC НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА AL-MG-MN-SC-ZR-CR СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ.....	59
34	Газизова М.Ю., Газизов М.Р. ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МОРФОЛОГИИ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ AL-CU-Li СПЛАВА.....	61
35	Газизова М.Ю., Семенченко А.П., Виноградов И.М., Вшивков А.Н., Плехов О.А., Шайсултанов Д.Г., Жеребцов С.В. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА Ti-6Al-4V.....	63
36	Гайсина А.А., Никитина М.А. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА MG-0,8MN ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ИПД-ОБРАБОТКИ.....	65
37	Гатина С.А., Гареев А.И., Еникеев Н.А. ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕ СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ.....	67
38	Гильфанова Г.У., Галимшина З.Р., Аубакирова В.Р., Парфенов Е.В., Фарафонтова Е.А., Левичева Е.А., Егорихина М.Н., Парфенова Л.В. РАЗРАБОТКА ГИБРИДНЫХ БИОАКТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ НА ОСНОВЕ БИСФОСФОНАТОВ АМИНОКИСЛОТ, ПОЛИЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ И RGD ПЕПТИДА.....	68

39	Голубев О.В., Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Султанов К.Р. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМОЙ ЦИНКОВОЙ ПРОВОЛКИ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА...	70
40	Гомзин А.И., Бобрук Е.В., Астанин Вл.В. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УМЗ МАГНИЕВОЙ МАТРИЦЫ И МАГНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ.....	71
41	Гундеров Д.В., Асфандияров Р.Н., Сергеев С.Н., Ситдилов В.Д., Шарафутдинов А.В., Лебедев Ю.А. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АРМКО-ЖЕЛЕЗА ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ.....	73
42	Гундерова С.Д., Деркач М.А., Гундеров Д.В., Нафиков Р.К., Имамутдинова Ю.И., Шереметьев В.А. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ДИСПЕРСИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ Ti - 18Zr - 12,5Nb - 2Sn и Ti - 40Zr - 8Nb - 2Sn.....	75
43	Дмитриев С.В., Сугоняко И.С., Бебихов Ю.В. Якушев И.А., Семенова М.Н. ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С ЦЕЛЬЮ ПРОДЛЕНИЯ РЕСУРСА РАБОТЫ	77
44	Егорихина М.Н., Рубцова Ю.П., Чарыков И.Н., Левичева Е.А., Фарафонтова Е.А., Линькова Д.Д., Алейник Д.Я. МЕТОДИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К ПРОВЕДЕНИЮ ДОКЛИНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ НА ЦИТОТОКСИЧНОСТЬ И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ IN VITRO МАТЕРИАЛОВ БИМЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ.....	79
45	Ершов Н.А., Баженов В.Е., Огольцов А.Е., Плегунова С.В., Комиссаров А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ MG-0,1GA, MG-1,0GA И MG-0,1GA-0,6MN В РЕЗУЛЬТАТЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТОМ С РАЗНЫМИ ТЕМПЕРАТУРАМИ ОТЖИГА.....	81
46	Жеребцов С.В., Виноградов И.М. Иванов С.Ю. Щепелина Д.Д., Шайсултанов Д.Г. ЛАЗЕРНОЕ УДАРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.....	83
47	Зарипов Н.Г. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ КЕРАМИКИ.....	84
48	Засецкий И.В. ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ МЕДНОГО ГАЛЬВАНИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА ФИНИШНОЕ СЕРЕБРЯНОЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ.....	85
49	Исламов А.И., Абдрахманова Э.Д., Астанин В.В., Зарипов Н.Г., Хафизова Э.Д. ОЦЕНКА МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ГНКТ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	87
50	Исхакова Э.И., Чуракова А.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi НА ЕГО КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ В МОДЕЛЬНЫХ БИОСРЕДАХ.....	89
51	Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Оскокин А.А., Юсупов В.С., Андреев В.А. ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ.....	90

52	Квятковская А.С. МАЛООТХОДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ: ОБЕЗВРЕЖИВАНИЕ Cr(VI) И РЕКУПЕРАЦИЯ МЕТАЛЛОВ ИЗ ШЛАМОВ.....	91
53	Квятковская А.С., Сабурова Ю.Б., Хусаинов Ю.Г., Бакиева Г.Р. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СОСТАВА ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА СКОРОСТЬ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ АУСТЕНИТНЫХ И ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ В АТМОСФЕРАХ SO ₃ И SO ₂ +SO ₃	92
54	Квятковская А.С., Сабурова Ю.Б., Черняева Е.Ю. КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ АНОДНОЕ РАСТВОРЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ BT6 И BT6-ELI.....	94
55	Квятковская А.С., Сабурова Ю.Б., Хамзина А.Р., Попова Т.И. ОБОБЩЁННАЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЬ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕР- НИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА АНОДНОЕ РАСТВОРЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.....	95
56	Керученко М.А., Крохичева П.А., Уткин Д.С., Оболкина Т.О., Антонова О.С., Гольдберг М.А., Комлев В.С. ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ФАЗЫ ВИТЛОКИТ, ДОПИРОВАННОЙ КАТИОНАМИ СТРОНЦИЯ И ЭРБИЯ ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ.....	96
57	Кирсанов Д.О. АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРОВ ЦИКЛА ПЕРЕРАБОТКИ ОБЛУЧЕННОГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА С ПОМОЩЬЮ ПОТЕНЦИОМЕТРИЧЕСКИХ МУЛЬТИСЕНСОРНЫХ СИСТЕМ.....	98
58	Клевцов Г.В., Валиев Р., Клевцова Н.А., Линдеров М.Л., Пигалева И.Н. ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК, ГЦК И ГПУ РЕШЕТКОЙ В ОБЛАСТИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ.....	99
59	Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Оскокин А.А., Хмелевская И.Ю., Андреев В.А., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д. ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ NiTi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ГРАДИЕНТНЫМ ПОНИЖЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ.....	101
60	Комиссаров А.А., Баженов В.Е., Плегунова С.В., Ершов Н.А. УПРАВЛЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ РЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ИМПЛАНТОЛОГИИ...	102
61	Корзникова Г.Ф., Корзникова Е.А. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ Cu/ГРАФЕН, ПОЛУЧЕННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ.....	104
62	Корзникова Е.А., Брызгалов В.А. ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА АДСОРБЦИЮ КИСЛОРОДА И КОРРОЗИЮ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ.....	106
63	Корольков О.Е., Столяров В.В. ДЕФОРМАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ЧИСТОГО ТИТАНА В СОПРОВОЖДЕНИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА.....	108

64	Крохичева П.А., Фомин А.С., Уткин Д.С., Гольдберг М.А., Керученко М.А., Антонова О.С., Хайрутдинова Д.Р., Свиридова И.К., Кирсанова В.А., Сергеева Н.С., Комлев В.С. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ БИОКЕРАМИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ КАЛЬЦИЯ И МАГНИЯ ДЛЯ РЕГЕНЕРАЦИИ КОСТНОЙ ТКАНИ.....	110
65	Кулясова О.Б., Боткин А.В., Худододова Г.Д., Харрасова С.Ю., Аглушевич А.К., Тан Л., Валиев Р.З. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ БИОРЕСОРБИРУЕМЫХ СТЕРЖНЕЙ ИЗ МАГНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (ИПД).....	112
66	Курзина Е.Г., Мостафа Даваджи Сара, Колмаков А.Г., Иванов В.К., Колмакова А.А., Ломакин В.А. ПОЛИМЕТИЛСИЛЕСЕСКВИОКСАНОВЫЕ АЭРОГЕЛИ КАК ОБЪЕМНЫЕ НАНОМОДИФИКАТОРЫ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ В КЕРАМИКЕ И БЕТОНЕ.....	113
67	Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х. СВЕРХПЛАСТИЧНЫЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ПРОКЛАДКИ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИИ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРКИ.....	116
68	Мамедова Э.Р., Стукалин Д.О., Мэн Кунлань, Дун Юечэн, Александров И.В. МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НАВОДОРОЖЕННОГО СПЛАВА Ti-1023, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП И ПРОКАТКЕ.....	117
69	Мартыненко Н.С., Хафизова Э.Д., Чистюхина Э.И., Каплан М.А., Андреев В.А., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г. ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПЕРСПЕКТИВНОГО МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Ca.....	119
70	Маслов А.А., Николаев А.А., Рамазанов К.Н. МАГНЕТРОННОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПОКРЫТИЯ AL-TI-NB-MO-N С ПЛАЗМЕННЫМ АССИСТИРОВАНИЕМ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВС-МИШЕНИ.....	120
71	Массалимов И.А., Ахметшин Б.С., Мустафакулов Ш.С., Массалимов Б.И. ИНТЕНСИВНАЯ МЕХАНИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ ГЕМАТИТА В ДЕЗИНТЕГРАТОРЕ.....	121
72	Медведев А.Е., Мурашкин М.Ю. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА МОРФОЛОГИЮ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВЕ Al-4,5% РЗМ (СЕ, LA), ПОЛУЧЕННОМ ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР.....	123
73	Медведев А.Ю., Никифоров Р.В., Галимов В.Р., Медведев А.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ (СПЭ) С МИКРОСТРУКТУРОЙ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ....	124
74	Мифтахов Д.Т., Дьяконов Г.С. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1Zn-0,15Ca ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	126

	Михайлов Г.П.	
75	ПРОЯВЛЕНИЕ БИМЕДИЦИНСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО ПОКРЫТИЯ TiO ₂ НА ОСНОВЕ DFT-МОДЕЛИРОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ.....	128
76	Михайловская А.В., Трошкова О.В., Яковцева О.А., Мочуговский А.Г., Просвирыков А.С. МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С ЦИРКОНИЕМ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ.....	130
77	Модина Ю.М., Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Семенова И.П. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.....	131
78	Мустафин И.А., Латыпова Л., Азнабаева М.Р., Мустафин А.Г. СИНТЕЗ И ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИАНИЛИНОВ И УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК.....	132
79	Назаров А.М., Сенькин А.С., Каюкова В.Г., Долوماتов М.Ю. СОРБЕНТЫ ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ.....	133
80	Назаров А.Ю., Воробьев М.С., Тулина А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ОДНОСЛОЙНЫХ И МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiAlN.....	135
81	Наумова Д.М., Наумов Е.К., Дмитриев С.В. О ЛОКАЛИЗАЦИИ ЭНЕРГИИ В КВАДРАТНОЙ РЕШЕТКЕ β-ФПУЦ ПРИ СТОЛКНОВЕНИИ ДВИЖУЩИХСЯ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ.....	137
82	Никитина В. А., Ишумбаева О. Д. Шаяхметов У.Ш., Ахметшин Б.С. ЛАБОРАТОРНЫЙ СИНТЕЗ И ФАЗОВАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА БЕЗВОДНОГО СУЛЬФАТА ЦИНКА.....	139
83	Никитина В. А., Ишумбаева О. Д. Шаяхметов У.Ш., Ахметшин Б.С. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА БАЗЕ ПИРОФИЛЛИТОВОГО СЫРЬЯ И ФОСФАТНЫХ СВЯЗУЮЩИХ.....	141
84	Никитина В. А., Ишумбаева О. Д., Фаздалова И. Р., Ахметшин Б.С. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ КВАРЦ-ПИРОФИЛЛИТОВЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ТЕРМИЧЕСКИЙ КОЭФФИЦИЕНТ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПОЛЗУЧЕСТЬ.....	143
85	Никитина В. А., Ишумбаева О. Д., Фаздалова И. Р., Ахметшин Б.С. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ БИНАРНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ Al ₂ O ₃ -SiO ₂ , СИНТЕЗИРОВАННОЙ ЗОЛЬ-ГЕЛЕВЫМ МЕТОДОМ.....	145
86	Никитина В. А., Ишумбаева О. Д., Фаздалова И. Р., Ахметшин Б.С. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КВАРЦ-ПИРОФИЛЛИТОВЫХ КОМПОЗИТАХ С ФОСФАТНЫМ СВЯЗУЮЩИМ.....	147

87	Никитина М.А., Гайсина А.А., Кулясова О.Б., Боткин А.В., Баженов В.Е., Комиссаров А.А., Валиев Р.З. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-2Zn-2Ga.....	149
88	Николаев А.А., Рамазанов К.Н., Маслов А.А. МАГНЕТРОННОЕ РАСПЫЛЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МИШЕНЕЙ СИСТЕМЫ Ti-AL-Nb-MO.....	150
89	Нугаманов Ф.В., Исламов А.И., Астанин В.В., Зарипов Н.Г., Хафизова Э.Д., Михайлова М.А. ВЛИЯНИЕ КОВКИ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ НАГРЕВОМ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ МАРКИ А606 ДЛЯ ГИБКОЙ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНОЙ ТРУБЫ.....	151
90	Нугуманов Р.Р., Валиахметов У.Р., Шарафуллин И.Ф. ДИНАМИКА НАМАГНИЧЕННОСТИ СКРИМИОННОЙ РЕШЁТКИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНЕГО ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ.....	152
91	Палатов Э.Р., Ковязин П.В., Губайдуллин Р.Р., Сергеев С.Н., Парфенова Л.В. КАТАЛИЗИРУЕМОЕ ЗОЛОТОМ АЗ-СОЧЕТАНИЕ В СИНТЕЗЕ ПРОПАРГИЛАМИНОВ: РОЛЬ СТРУКТУРЫ ТИОЛОВОГО ЛИГАНДА В УПРАВЛЕНИИ АКТИВНОСТЬЮ КАТАЛИЗАТОРА.....	154
92	Парфенов Е.В., Фаррахов Р.Г., Сабитов А.Р., Ан Сюлонг, Вей Вей, Жеребцов С.В. ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЕ ОКСИДИРОВАНИЕ БИОСОВ- МЕСТИМЫХ СПЛАВОВ: ОТ ЧИСТОГО ТИТАНА К ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ СПЛАВАМ.....	156
93	Парфенова Е.Е., Кондратюк Д.Д., Егорихина М.Н., Парфенов Е.В. ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ ПЭО-ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ НА ТИТАНЕ GRADE 2.....	158
94	Парфенова Л.В. РАЗРАБОТКА ГИБРИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ БИОМЕДИЦИНЫ НА ОСНОВЕ ПЕПТИДОВ И ПОЛИСАХАРИДОВ.....	159
95	Пашков О.Д., Беляков А.В., Лебедев А.Д. ВЛИЯНИЕ МОЛЕКУЛЯРНОЙ МАССЫ ДЕФЛОКУЛЯНТА НА РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОРУНДОВЫХ ШЛИКЕРОВ.....	160
96	Пашков О.Д., Овечкина В.А., Юрков А.Л. БЕСЦЕМЕНТНЫЕ ВИБРОЛИТЫЕ ОГНЕУПОРЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ.....	161
97	Петрова Е.В., Дресвянников А.Ф., Игнатьева А.В., Кашфразьева Л.И. МОДИФИЦИРОВАННЫЕ РЗЭ АЛЮМООКСИДНЫЕ СИСТЕМЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОГЕНЕРИРОВАННЫХ РЕАГЕНТОВ.....	162
98	Поленок М.В., Хафизова Э.Д. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ПРОЧНОСТЬ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА ZN-AG-CU.	164

99	Полунин А.В., Мерсон Е.Д., Полунина А.О., Боргардт Е.Д., Шафеев М.Р., Полуянов В.А., Сергеев А.А., Мерсон Д.Л., Криштал М.М. МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ С УПРАВЛЯЕМОЙ РЕЗОРБИРУЕМОСТЬЮ ДЛЯ ТРАВМАТОЛОГИИ И ОРТОПЕДИИ.....	166
100	Полупанова А.Д. СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ПОРОШКА ГИДРОКСИАПАТИТА МЕТОДОМ ГИДРОТЕРМАЛЬНОГО СИНТЕЗА.....	168
101	Путров А.О., Земляной К.Г. РАЗРАБОТКА РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ПЕРИКЛАЗОВЫХ ТОРКРЕТ-МАСС ДЛЯ РЕМОНТА СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ АГРЕГАТОВ.....	170
102	Рааб Г.И. ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БАЗОВОГО ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ.....	172
103	Рамазанов И.А., Бобрук Е.В., Астанин В.В. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВОГО СПЛАВОВ, АРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫМИ ВОЛОКНАМИ.....	173
104	Рамазанов К.Н. СИНТЕЗ ПОКРЫТИЙ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ Ti–Al И МАХ-ФАЗЫ Ti ₂ AlC: УНИКАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПО СРАВНЕНИЮ С ТРАДИЦИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ.....	174
105	Рыбальченко О.В., Анисимова Н.Ю., Лукьянова Е.А., Рыбальченко Г.В., Табачкова Н.Ю., Беляков А.Н., Щетинин И.В., Страумал П.Б., Добаткин С.В., Киселевский М.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ФАКТОРЫ УПРАВЛЕНИЯ ДЕГРАДАЦИЕЙ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ Fe–Mn-СПЛАВОВ.....	175
106	Сабитов А.Р., Фаррахов Р.Г., Аубакирова В. Р., Парфенов Е.В. СОПРОТИВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb-Ta-Sn В СРАВНЕНИИ С ДРУГИМИ БИОСОВМЕСТИМЫМИ СПЛАВАМИ.....	177
107	Сабурова Ю.Б. ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ РАЗМЕРНАЯ ОБРАБОТКА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ В ЭЛЕКТРОЛИТАХ С ОРГАНИЧЕСКИМИ ДОБАВКАМИ.....	179
108	Савина Я.Н., Валиев Р.Р., Овчинников С.В., Назаров А.Ю. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЗАЩИТНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ (TiZrVCrAl)N НА КРУПНОЗЕРНИСТОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6.....	180
109	Салищев Г.А. МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ЭКВИАТОМНЫЕ СПЛАВЫ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА.....	182
110	Семенова И.П., Резяпова Л.Р., Александров И.В. ВЛИЯНИЕ ОБРАТИМОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-6Al- 4V ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ.....	183

	Сергеев А.А., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н. ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ОБРАЗЦОВ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА ZX10 НА СКОРОСТЬ ИХ КОРРОЗИИ В ФИЗИОЛОГИЧЕСКОМ РАСТВОРЕ.....	184
112	Сиразеева А.Р., Кулясова О.Б., Парфенов Е.В. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА $Zn-0,8Li-0,1Ca$ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	186
113	Соколовский В. С. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЯЧЕИСТОЙ РЕАКЦИИ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ И МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА.....	188
114	Степанова Е.А., Волкова Л.В. ОЦЕНКА АНИЗОТРОПИИ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЦИЛИНДРОВ ГЛУБИННО-ШТАНГОВЫХ НАСОСОВ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ.....	190
115	Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С. СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1 С МИКРОВОЛОКНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ.....	192
116	Сугоняко И.С., Таров Д.В., Моркина А.Ю., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. ПРИМЕНЕНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ С ЦЕЛЬЮ ЗАЛЕЧИВАНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ.....	194
117	Сумников С. В., Вершинина Т. Н., Самойлова Н. Ю., Балагуров А. М., Головин И. С. ОБЪЕМНЫЕ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И КОГЕРЕНТНОЕ КЛАСТЕРНОЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В СПЛАВАХ $Fe-xGa$...	196
118	Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Рогачев С.О. ВЛИЯНИЕ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ.....	198
119	Таминдаров Д.Р., Смыслов А.М. ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ.....	199
120	Тихонова М.С., Иванов С.Ю., Виноградов И.М., Эм В.Т., Карпов И.Д., Плехов О.А., Степанов Н.Д. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДОВ ВЕРИФИКАЦИИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВАХ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОГО НАКЛЕПА.....	200
121	Усманов Э.И., Валиев Р.Р., Синх Ш.П., Конг Я., Гуткин М.Ю., Валиев Р.З. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА GRADE 4.....	202
122	Фаздалова И.Р., Никитина В.А., Ишумбаева О.Д. Шаяхметов У.Ш. ПОЛУЧЕНИЕ И РЕНТГЕНОСТРУКТУРНАЯ ИДЕНТИФИКАЦИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО СУЛЬФАТА БАРИЯ.....	203
123	Хайбулина Н.А., Ганеев А.В. ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА $FeCoNiCrMn$ ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ АЗОТА ПОДВЕРГНТОМУ КВД ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ...	205

	Хайдаров Р.Р., Гапурова О.У., Галиулин И.Г.	
124	ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ДЕГРАДАЦИИ ОБРАТНООСМОТИЧЕСКИХ МЕМБРАН: РОЛЬ МОДИФИКАЦИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ Cu-Ag.....	206
125	Хаматдинов Р.З., Макаров М.А., Парфенов Е.В. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТА НА ПРОЦЕСС ЭЛЕКТРОЛИТНО- ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ ПРИ УДАЛЕНИИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ С ДЕТАЛЕЙ ГТД.....	207
126	Хамидуллин С.В., Хафизова А.Р. РАЗРАБОТКА СОСТАВА ПЕРИКЛАЗОВОЙ НАБИВНОЙ МАССЫ ДЛЯ ФУТЕРОВКИ ПОДИНЫ ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ.....	208
127	Хамзина А.Р. ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ОБРАБОТКА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИЗДЕЛИЙ.....	210
128	Хатилов И.А., Чуракова А.А. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ПОСЛЕДУЮЩИХ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti50.2Ni49.8.....	211
129	Хафизова Э.Д., Темралиева Д.Р., Страумал П.Б., Лукьянова Е.А., Рыбальченко О.В., Поленок М.В. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТРЕХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si С РАЗЛИЧНЫМИ ЛЕГИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ.....	212
130	Худододова Г.Д., Исламгалиев Р.К., R. Ebrahimi, Валиев Р.З. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-Zn-Ca, УПРОЧНЕННОГО МЕТОДОМ РКУП.....	213
131	Хусаинов Ю.Г., Азин В.А., Бакиева Г.Р. УПРОЧНЕНИЕ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ В ТРУБОПРОВОДНОЙ АРМАТУРЕ МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ.....	215
132	Чембарисова Р.Г. РЕЛАКСАЦИОННОЕ РАССЕЯНИЕ ЭЛЕКТРОНОВ НА ЧАСТИЦАХ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ.....	217
133	Чуракова А.А., Исхакова Э.И., Воробьев Е.В., Кадилов П.О. КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА TiNi.....	219
134	Шагигалин Г.Ю., Синицин Д.А., Недосеко И.В. ПОЛИМИНЕРАЛЬНЫЕ ГЛИНЫ КАК ПУЦЦОЛАНОВЫЙ КОМПОНЕНТ ВЯЖУЩИХ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ.....	220
135	Шаяхметов У.Ш., Хамидуллин А.Р., Захаров А.В., Чудинов В.В. О ТЕХНОЛОГИИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КАЧЕСТВА СУХИХ ОГНЕУПОРНЫХ СМЕСЕЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ.....	222
136	Шаяхметов У.Ш., Хамидуллин А.Р., Захаров А.В., Чудинов В.В. РАЗРАБОТКА БЕЗОБЖИГОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ТРУБЧАТЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ ПИРОФИЛЛИТСОДЕРЖАЩЕГО СЫРЬЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФОСФАТНЫХ СВЯЗУЮЩИХ.....	224
137	Шаяхметов У.Ш., Чудинов В.В. О ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ПЕНОКЕРАМИКИ КРУПНО- РАЗМЕРНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ГЛИНИСТЫХ ПОРОД.....	226

138	Шишкунова М.А., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Рааб А.Г., Парфенов Е.В. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА Mg-8,6Zn-1,2Zr ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ В ПРОЦЕССЕ И ПОСЛЕ РКУП.....	228
-----	---	-----

При подготовке электронного издания использовались следующие программные средства:

- Adobe Acrobat – текстовый редактор;
- Microsoft Word – текстовый редактор.

Все права защищены. Книга или любая ее часть не может быть скопирована, воспроизведена в электронной или механической форме, в виде фотокопии, записи в память ЭВМ, репродукции или каким-либо иным способом, а также использована в любой информационной системе без получения разрешения от издателя. Копирование, воспроизведение и иное использование книги или ее части без согласия издателя является незаконным и влечет уголовную, административную и гражданскую ответственность.

Научное издание

UUST NANOMATERIALS DAYS

Материалы

Международной школы-конференции

(г. Уфа, 30 сентября – 3 октября 2026 г.)

Научное электронное издание сетевого доступа

*За достоверность информации, изложенной в статьях,
ответственность несут авторы.*

Статьи публикуются в авторской редакции

Подписано к использованию 24.09.2026 г.

Гарнитура «Times New Roman». Объем 11,44 Мб.

Заказ 247.

*ФГБОУ ВО «Уфимский университет науки и технологий»
450008, Башкортостан, г. Уфа, ул. Карла Маркса, 12.*

Тел.: +7-908-35-05-007

e-mail: red@uust.ru