

UUST Nanomaterials Days

Сборник материалов
Международной конференции,
посвященной 75-летию юбилею заслуженного деятеля
науки РФ, профессора, доктора физико-математических наук
Валиева Руслана Зуфаровича
(Уфа, 26-27 сентября 2024 года)



**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ
УФИМСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ**

UUST Nanomaterials Days

*Сборник материалов
Международной конференции,
посвященной 75-летнему юбилею
заслуженного деятеля науки РФ, профессора,
доктора физико-математических наук
Валиева Руслана Зуфаровича*

(Уфа, 26-27 сентября 2024 года)

Научное электронное издание сетевого доступа

**Уфа
РИЦ УУНиТ
2024**

УДК 620.1/.2
ББК 30.3
У88

*Печатается по решению кафедры материаловедения
и физики металлов УУНиТ.
Протокол № 2 от 06.09.2024 г.*

Редакционная коллегия:

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

UUST Nanomaterials Days: сборник материалов Международной конференции, посвященной 75-летию юбилею заслуженного деятеля науки РФ, профессора, доктора физико-математических наук Валиева Руслана Зуфаровича (Уфа, 26–27 сентября 2024 года) / отв. ред. Е.В. Парфенов, Н.А. Еникеев, Э.Д. Хафизова. [Электронный ресурс] / Уфимск. ун-т науки и технологий. – Уфа: РИЦ УУНиТ, 2024. – 95 с. – URL: <https://uust.ru/digital-publications/2024/128.pdf> – Загл. с титула экрана.

ISBN 978-5-7477-5931-2

В сборнике опубликованы материалы, представленные на международной конференции «UUST Nanomaterials Days», посвященной 75-летию юбилею заслуженного деятеля науки РФ, профессора, д.ф.-м.н. Валиева Руслана Зуфаровича. Представленные доклады посвящены широкому кругу проблем современного материаловедения: современным методам обработки материалов, сверхпластичности металлов и сплавов, наноматериалам: получение, структура, свойства и модификация поверхности физико-химическими методами.

Сборник предназначен для интересующихся проблемами современного материаловедения.

Материалы публикуются в авторской редакции.

УДК 620.1/.2
ББК 30.3

ISBN 978-5-7477-5931-2

© УУНиТ, 2024

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ПОЛИРОВКИ НА РАЗМЕР ПОР И РАЗРУШЕНИЕ КАРКАСНЫХ СТРУКТУР, ПОЛУЧЕННЫХ 3Д ПЕЧАТЬЮ

Абрамова М.М.¹, Зиманов Д.К.¹, Еникеев Н.А.¹,

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

abramovamm@yandex.ru

Пористые титановые каркасы, полученные методами 3Д печати, приобретают все больший научный интерес в связи с возможностью их использования в медицине. Использование каркасных структур позволяет эффективно влиять на механическое поведение и снижать модуль упругости, кроме того, наличие пор благоприятно влияет на васкуляризацию и прорастание костной ткани.

Однако в процессе селективного лазерного сплавления возможно неполное расплавление частиц порошка, что приводит к его прилипанию к поверхности каркасов. Такие дефекты печати могут приводить к закупориванию пор, что препятствует васкуляризации, а также выделение порошинок в окружающие ткани после имплантации, что может вызвать нежелательные явления в организме. Также налипание порошинок может приводить к образованию очагов зарождения трещин. Таким образом, решение проблемы удаления недорасплавленного порошка имеет важное значение для применения каркасных структур в восстановительной медицине.

Для достижения данной цели, в данной работе было использовано химическое полирование в растворе 2.2% HF+20% HNO₃. Полированию подвергались каркасы с различной структурой пор и размером. Исследовали пористые структуры, спроектированные с применением ряда моделей, основанных на использовании трижды периодических минимальных поверхностей: IWP, Diamond, Octa, Sheet Gyroid и Skeletal Gyroid [1] с одинаковым размером пор ~500 мкм. Для каркасов типа IWP также были сделаны сравнительные исследования для пор различного размера от 374 до 700 мкм. Образцы помещались в указанный раствор в ультразвуковой ванне и подвергались полированию от 2–90 минут в зависимости от вида пористой структуры. Далее образцы промывались в ацетоне в ультразвуковой ванне и высушивались в сушильном шкафу при 100°C. После полирования были проведены исследования поверхности каркасов на предмет наличия порошинок и сохранения размеров пор, определены механические характеристики на сжатие.

Показано, что время полирования зависит от формы и размера пор. Подобрано оптимальное время полирования, позволяющее в значительной степени удалить недорасплавленный порошок при сохранении целостности каркаса. В результате полирования также увеличивается размер пор с увеличением времени полирования. Построена зависимость изменения размера пор от времени полирования с целью контроля размера пор в итоговом изделии.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 23-69-10003)

Список литературы

1. N.A. Enikeev. Design and mechanical performance of additively manufactured porous structures to develop bioactive titanium scaffolds / N.A. Enikeev, M.M. Abramova, A.V. Kapustin, V.V. Polyakova, A.A. Ryzhkin, E.S. Kudryashova, N.Yu. Anisimova, M.V. Kiselevskiy // Letters on materials. – 2024 – vol. 14 – pp. 3-8.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Fe_{30}Ni_{30}Mn_{30}Cr_{10}$, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Абуайяш А.М., Исламгалиев Р.К., Нестеров К.М., Сиразеева А.Р.

¹ Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

E-mail: adhamabuayash4@gmail.com

В современном материаловедении исследование высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) стало одним из ключевых направлений благодаря их уникальным свойствам, таким как высокая прочность, коррозионная стойкость и термическая стабильность.

В этой работе рассмотрены структура и механические свойства сплава FeNiMnCr, подвергнутого интенсивной пластической деформации (ИПД), которая позволяет значительно улучшить его эксплуатационные характеристики [1] за счет измельчения зеренной структуры, что открывает перспективы применения таких материалов в различных отраслях, таких как аэрокосмическая промышленность и энергетика [2,3].

В качестве материала для исследований был выбран высокоэнтропийный сплав $Fe_{30}Ni_{30}Mn_{30}Cr_{10}$. Литые образцы сплава были подвергнуты интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при температурах 20°C и 300°C, а также равноканальному угловому прессованию (РКУП) при 450°C.

В ходе экспериментов были использованы рентгенофлуоресцентный анализ, рентгеноструктурный анализ, механические испытания на растяжение, а также методы просвечивающей и растровой электронной микроскопии.

Элементный анализ. Установлено, что содержание элементов в сплаве соответствует заявленному, хотя имеются незначительные расхождения между данными оптико-эмиссионного и рентгенофлуоресцентного анализа.

Структурные изменения. Результаты просвечивающей электронной микроскопии показали, что после ИПДК наблюдается уменьшение среднего размера зерна до 150 нм и появление двойников деформации. Применение равноканального углового прессования способствовало на отдельных участках уменьшению размера кристаллитов до 470 нм. Методом рентгеноструктурного анализа было выявлено, что как в исходном состоянии, так и после обработки РКУП+ТО550 в образце присутствует основная фаза FeNiMnCr и вторичная фаза MnNi. Кроме этого применение РКУП привело к увеличению параметра кристаллической решетки вследствие растворения частиц вторых фаз, к снижению размера ОКР и к увеличению микроискажений кристаллической решетки по сравнению с исходным литым состоянием. Следует отметить, что увеличение параметра решетки, увеличение размера ОКР и уменьшение величины микроискажений кристаллической решетки сохранилось после отжига РКУП образцов при температуре 550°C.

Механические свойства. Испытания на растяжение показали, что предел прочности сплава после обработки РКУП увеличился до 1013 МПа, что более чем в два раза больше по сравнению с исходным состоянием, в котором наблюдалось 462 МПа. Однако, пластичность сплава уменьшилась до 3,6%, что обусловлено присутствием большого количества дефектов кристаллической решетки.

Фрактографический анализ. Анализ поверхности разрушения образцов выявил наличие волокнистой зоны и зоны статического разрушения, что указывает на вязкий внутриверенный характер разрушения.

Таблица 1 – Результаты исследований структуры

Образец, обработка	Средний размер структурных элементов, мкм
Исходное состояние + ТО 450°C	475±0,1
ИПДК при 20°C + ТО450°C	0,175±0,1
ИПДК при 300°C + ТО450°C	0,155±0,1
РКУП при 450°C + ТО550 °C	0,470±0,1

Проведенные исследования показали, что использование равноканального углового прессования позволяет значительно улучшить прочностные свойства высокоэнтропийного сплава FeNiMnCr. Однако уменьшение пластичности требует дальнейших исследований по оптимизации условий обработки для сохранения баланса между прочностью и пластичностью.

Список литературы

1. Yeh J.W., Chen S.K., Lin S.J. et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes // *Adv. Eng. Mater.* – 2013. – Vol. 6. – 299-303.
2. Cantor, B., Chang, I.T.H., Knight, P., Vincent, A.J.B. Microstructure development in equiatomic multicomponent alloys // *Mater. Sci. Eng. A* – 2004. – Vol. 375. – P.213–218.
3. Li Z., S.Zhao, Ritchie R.O., Meyers M.A. Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys // *Progr. Mater. Sci.* – 2019. – Vol. 102. – 296-345.

**PROSPECTS FOR OBTAINING
LONG-LENGTH ULTRAFINE-GRAINED COPPER INGOTS
WITH ENHANCED MULTIFUNCTIONAL PROPERTIES**

Alexandrov I.V.^{1,3}, Wei Wei^{2,3}

¹ *Department of Materials Science and Physics of Metals, Ufa university of Science and Technology, 12 K. Marx, Ufa 450008, Russian Federation*

² *School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou, P.R. China*

³ *CNPC-CZU Innovation Alliance, Jiangsu Key Laboratory of Materials Surface Science and Technology, Advanced Functional Materials of Jiangsu Joint Laboratory for International Cooperation, Changzhou University, Changzhou 213164, P.R. China*

¹igorvalexandrov@yandex.ru, ²benjamin.wwei@163.com

Further progress in the development of electronics, energy, transport, aviation, space, defense and other industries is impossible without improving the multifunctional properties of electrical materials. In particular, this applies to metal wires with high strength properties, ductility and electrical conductivity.

Copper is an excellent conductor of electric current. In addition to its high electrical conductivity, copper has high ductility, good thermal conductivity, corrosion resistance, machinability, antimicrobial properties and biocompatibility. Copper wires are widely used in the production, transmission and distribution of electricity, telecommunications, electronic circuits and numerous types of electrical equipment [1].

Deep drawing at room temperature is traditionally used to produce copper wires. As a result of large deformations, a fibrous microstructure is formed with strongly elongated grains several tens of nanometers thick, and the dislocation density increases significantly. Refinement of the microstructure and the increase in dislocation density lead to the hardening of the wire. The tensile strength increases by two to three times, however, the plasticity is significantly reduced compared to the initial coarse-grained state. The electrical conductivity of the wire decreases slightly as a result of deep drawing. The influence of the degree of deformation and the temperature of deep drawing on the nature of the evolution of the microstructure, strength, plasticity and electrical conductivity of pure copper wires has been studied. Note that deep drawing is accompanied by a significant decrease in the diameter of the wire (up to fractions of a millimeter), by units and even tens of times [1-5].

The last three decades have been characterized by a great interest of researchers in bulk ultrafine-grained (UFG) materials obtained by methods of severe plastic deformation (SPD). During the SPD, large shear deformations are realized under conditions of high quasi-hydrostatic pressures and at sufficiently low temperatures. As a result of SPD, fundamental changes occur in the microstructure, namely: the grain size decreases down to tens to hundreds of nanometers, grain boundaries become predominantly high-angle, dislocation density increases, etc. The evolution of the microstructure during the SPD ensures the achievement of attractive multifunctional properties significantly exceeding the properties of the corresponding coarse-grained analogues. An important difference between the application of SPD methods from the case of conventional deformation methods is the preservation of the geometric dimensions of bulk deformable ingots [6-9]. As a result, the issue of the use of SPD methods in the manufacturing of products from UFG materials on an industrial scale is relevant. This also applies to long ingots, among which copper wires occupy an important place.

This review presents a comparative analysis of the approaches used to produce copper wires using conventional methods, SPD methods, as well as combinations of conventional methods and SPD methods [10-18]. The features of the evolution of the microstructure,

changes in strength characteristics, plasticity, and electrical conductivity with an increase in the degree of deformation during the implementation of these approaches are discussed. The contribution of grain refinement and dislocation hardening to changes in the strength level and electrical conductivity of copper ingots is analyzed.

Acknowledgements

The authors sincerely appreciate the financial support provided by Jiangsu Carbon Peak Carbon Neutrality Science and Technology Innovation Project (BE2022044), Jiangsu International Science and Technology Project (BZ2021078), International Chinese Education Innovation Project of Ministry of Education of P. R. China (21YH011CX5), and Changzhou Science and Technology Project (CZ20210003), Key Laboratory of Surface Engineering and Advanced Materials for Petroleum and Chemical Industry (22SEAM002), and Advanced Functional Materials of Jiangsu Joint Laboratory for International Cooperation (23AFMIC02).

References

1. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on copper alloys with high strength and high electrical conductivity // *JALCOM*. – 2024. - V. 990. - P. 174456.
2. Hanazaki K., Shigeiri N., Tsuji N. Change in microstructures and mechanical properties during deep wire drawing of copper // *MSEA*. – 2010. – V. 527 - P. 5699–5707.
3. Development of High Strength Pure Copper Wires by Cryogenic Deformation for Magnet Applications Brandao L., Han K., Embury J.D., Walsh R., Toplosky V. and Sciver V.S. // *IEEE Trans. Appl. Superconductivity*. – Mar 2000. - Vol. 10. - № 1. - P. 1282-1287.
4. Enhanced electrical conductivity and mechanical properties in thermally stable fine-grained copper wire / Mao Q., Zhan Y., Guo Y., Zhao Y. // *Commsmat*. – 2021. – Vol. 2. P. 46. - <https://doi.org/10.1038/s43246-021-00150-1>.
5. Continuous bending-drawing process to manufacture the ultrafine copper wire with excellent electrical and mechanical properties / Yanagimoto J., Tokutomi J., Hanazaki K., et al. // *CIRP Ann: Manuf Techn.* - 2011. - V. 60. - P. 279-282.
6. Rybin V.V. Large plastic deformations and destruction of metals. - Moscow: Metallurgia, 1987. - pp.
7. Hughes D.A., Hansen N., Microstructure and strength of nickel at large strains // *Acta Mater.* – 2000. – V. 48. – P. 2985-3004.
8. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *PMS*. - 2000. – V. 45. P. 103-189.
9. Ultrafine-Grained Materials / R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, M. Kawasaki, T.G Langdon. – Cham: Springer, 2024. – 170 p.
10. Equal channel angular pressing of copper wire / Djavanroodi F., Sedighi M., Hashemi P. and Ebrahimi M. // *Proc IMechE Part B: J Engin Manuf.* - 2014. – Vol. 228. - № 10. - P. 1273-1279.
11. Wei K.X., Chu Z.Q., Wei W., Qing Bo Du Q.B., Alexandrov I.V., Hu J. Effect of Deep Cryogenic Treatment on Microstructure and Properties of Pure Copper Processed by Equal Channel Angular Pressing // *AEM*. – 2019. - Vol. 211. - P. 1801372.
12. Higuera O.F., Cabrera J.M. Microstructure influencing physical and mechanical properties of electrolytic tough pitch copper produced by equal channel angular pressing // *Mech. Mater.* – 2013. – Vol. 67. – P. 9–14.
13. Zhao W.S., Tao N.R., Guo J.Y., Lu Q.H., Lu K. / High density nano-scale twins in Cu induced by dynamic plastic deformation // *Scr. Mater.* – 2005. Vol. – 53. - P. 745-749.
14. Zhang Y., Li Y.S., Tao N.R., Lu Ke / Enhanced electrical conductivity and mechanical properties in thermally stable fine-grained copper wire // *Appl. Phys. Lett.* – 2007. – Vol. 91. – P. 21190.
15. Lezhnev S.N. The analysis of the impact of the new combined process “equal channel angular pressing – drawing” on the microstructure and properties of deformed copper wire // *Bull. South Ural State Univ. Ser. Metallurgy*. – 2016. – Vol. 60. - № 16. - P. 59–65.
16. A study on microstructure development and mechanical properties of pure copper subjected to severe plastic deformation by the ECAP-Conform process / Atefi S., Parsa M.H., Ahmadkhaniha D., Zanella C., Jafarian H.R // *JMRT*. – 2022. – Vol. 21. - P. 1614-1629.
17. High strength high conductivity Copper prepared by C-ECAP and Cryo-Rolling Guo, Tingbiao and Gao, Yang and Feng, Rui and Qian, Danchen and Zhang, Guoqing and Ling, Dekui and Ding, Yutian // *Matchar*. – 2024. - Vol. 208. – P. 113665.
18. Enhancing mechanical properties of wires by a novel continuous severe plastic deformation method / Pourbashi M., Sedighi M., Poletti C., Sommitsch C. // *Int. JMR*. - 2017. - Vol. 108. - № 9. – P. 741-749.

СТЕПЕНЬ ДЕФОРМАЦИИ, ДОСТИГАЕМАЯ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА VIT105

Астанин Вас.Вл.¹, Гундеров Д.В.²

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа, Россия

v.astanin@gmail.com

Среди множества способов пластической деформации особый интерес привлекают те, которые позволяют достичь высоких степеней деформации. Особую популярность в исследовательской практике завоевал метод кручения под высоким давлением (КВД). Данный метод позволяет достигать чрезвычайно больших сдвиговых деформаций при высоких гидростатических давлениях, что позволяет применять его, в том числе, и для хрупких материалов, такие как объёмные металлические стёкла (ОМС). Вместе с тем, степень деформации, реально достигаемая при КВД, является предметом дискуссии.

В некоторых источниках указывается, что достигаемая степень деформации ОМС при кручении значительно ниже, чем расчётная, приблизительно в 100 раз на обычных бойках, и в 45 – при использовании бойков с радиальными насечками [1,2].

Для определения реальной степени деформации использовалась методика совместного кручения двух половинок [3]. Образец аморфного сплава Vit105 разрезался пополам, поверхности разреза тщательно полировались и покрывались лаком, а затем деформировались совместно на некоторый угол путём кручения под высоким давлением $P = 6$ ГПа. Степень сдвиговой γ и эквивалентной, учитывающей осадку, деформации ε в зависимости от радиуса рассматриваемой точки r и угла смещения исходной поверхности ψ рассчитывается по следующим соотношениям:

$$\gamma = \frac{r\psi}{h}; \quad \varepsilon = \ln \left(1 + \left(\frac{r\psi}{h} \right)^2 \right)^{0.5} + \ln \left(\frac{h_0}{h} \right),$$

где h_0 – начальная толщина образца, h – толщина образца после деформации. Дальнейшее упрощение соотношения, как приведено в [4], исходящее из $\frac{r\psi}{h} \gg 1$, представляется не совсем корректным для случая КВД металлических стёкол.

Вид половинок образцов после совместного кручения показывает, что относительный сдвиг верхней и нижней поверхностей половинок при КВД невелик, в сотни раз меньше, можно было бы ожидать, причём по мере увеличения угла поворота бойков эта разница нарастает. Так, при КВД $n=0,25$ сдвиговая деформация составила $\gamma = 0,21$ при расчётной $\gamma = 4,3$, а при КВД $n=1$ смещение верхней и нижней поверхности друг относительно друга составляет около 5° , что соответствует сдвиговой деформации $\gamma = 0,31$ и $\varepsilon = 0,27$, при расчётной $\gamma = 22$.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ 22-19-00347.

Список литературы

1. Structural rejuvenation in a bulk metallic glass induced by severe plastic deformation / W. Dmowski, Y. Yokoyama, A. Chuang, // Acta Mater. 58 (2010) 429–438. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.09.021>
2. Cause of hardening and softening in the bulk glassy alloy Zr50Cu40Al10 after high-pressure torsion / N. Adachi, Y. Todaka, Y. Yokoyama // Mater. Sci. Eng. A. 627 (2015) 171–181. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.101>.
3. Observation of shear bands in the Vitreloy metallic glass subjected to HPT processing / D.V. Gunderov, A.A. Churakova, V.V. Astanin, // J. Alloys Compd. 800 (2019) 58–63. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.043>.
4. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. Progress in Materials Science. 2008. Volume 53, № 6. P. 893–979. DOI:10.1016/j.pmatsci.2008.03.002.

ВАРИАНТЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Астанин В.В.¹ Лукьянов В.В.² Степаненко Н.Ю.² Рамазанов И.А.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²НПА «Технопарк авиационных технологий», Уфа, Россия

E-mail: vvastanin@yandex.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы обладают повышенными прочностными и пластическими свойствами, позволяющие существенно повысить качество изделий в сфере эксплуатации [1, 2]. Не менее уникальны их технологические свойства, в частности, высокоскоростная и низкотемпературная сверхпластичность (СП). Появление этих эффектов вполне объясняется моделью СП, где в качестве основанного механизма деформации рассматривается сдвиг по полосам кооперированного зернограничного проскальзывания (КЗГП). Экспериментально и теоретически показано, что скорость деформации в состоянии СП определяется числом активных полос КЗГП и скоростью сдвига по каждой из них [3]. Оба фактора зависят от температуры, приложенных напряжений и размера зерна. КЗГП, как и другие сдвиговые процессы, может требовать больших или меньших напряжений в зависимости от конкретной конфигурации структуры. С уменьшением размера зерен повышается вероятность образования «легких» полос КЗГП, что связано с повышением разнообразия конфигурации границ и сокращением пути их миграции. С понижением температуры скорость сдвига по каждой полосе снижается. В микрокристаллических материалах это приводит к сдвигу интервала СП в сторону низких скоростей, в УМЗ материалах компенсируется увеличением числа полос, так возникает эффект низкотемпературной сверхпластичности (НТСП). Высокоскоростная СП УМЗ материалов также объясняется увеличением числа активных полос, но при высокой температуре, обеспечивающей высокую скорость сдвига по каждой полосе.

Технологическое применение высокоскоростной СП затруднено нестабильностью УМЗ структуры при высоких температурах. Здесь можно рассмотреть деформацию сплавов, в которых СП сопряжена с динамической рекристаллизацией, например, в алюминиевых. Отмечен факт проявления высокоскоростной СП в процессе линейной сварки трением [4]. Применение низкотемпературной СП имеет более широкие перспективы, но при разумном подходе. Попытка объемной штамповки лопаток газотурбинных двигателей из сплава ВТ6 с УМЗ структурой при пониженной температуре на оправдалась с экономической точки зрения: затраты на подготовку структуры удвоили стоимость заготовок, замена жаропрочных сплавов для штампов на теплостойкие стали не дало экономической выгоды, снижение припусков на механическую обработку (одно из достоинств СП) усложнило позиционирование заготовок на станках. Положительный эффект применения НТСП, особенно для титановых сплавов, отмечается в случаях применения заготовок в виде тонких листов, проволок, прутков, когда подбором режима деформации удастся совместить подготовку структуры с получением заготовок при минимальном количестве дополнительных операций. Особое место титановых сплавов связано с температурой начала растворения атмосферного кислорода – 700°С, что ухудшает свойства сплавов. Операции, использующие СП при температурах ниже этого порога на требуют защитной атмосферы, что добавляет положительный эффект. В работах [5, 6] показаны успешные опыты пневмоформовки и сварки давлением в состоянии НТСП. В этих случаях были использованы тонкие листы сплава ВТ6, полученные многоосной ковкой с последующей изотермической прокаткой с малой скоростью. Смысл изотермической деформации с малой скоростью заключается в подключении к прочим механизмам

деформации зернограницного проскальзывания, в результате которого смещения и повороты зерен способствуют ускоренному формированию новых высокоугловых границ.

Листы и фольги с УМЗ структурой могут быть использованы в качестве самостоятельного конструкционного материала с повышенными свойствами, так и в качестве технологических прослоек для повышения качества твердофазной сварки. Имеется опыт изготовления ударных панелей для гольф-клюшек из сплава ВТ22 в УМЗ состоянии методом вытяжки в режиме НТСП, которые получили высокую оценку у профессиональных спортсменов. Тонкостенные контейнеры, полученные газовой формовкой и диффузионной сваркой предложены для технологии изготовления алмазного бурового инструмента. Перспективно использование тонких листов титановых сплавов для изготовления защитных оболочек деталей из композитных материалов, применяемых в авиационной технике. Такие оболочки толщиной 0,2...0,3 мм имеют сложную пространственную конфигурацию, выполняемую формовкой в режиме СП, но при традиционных температурах СП 880...930°C на поверхности образуется хрупкий газонасыщенный слой соизмеримый по толщине с толщиной самой детали. В режиме НТСП на поверхности отформованной детали остается тонкая оксидная пленка, удаляемая легким травлением. Сохранившаяся УМЗ структура обеспечивает повышенную твердость и стойкость к эрозии. Данная технология опробована для изготовления защитных накладок на лопатки из углепластика, и в перспективе изготовление деталей из композита Mg-C в титановой оболочке.

Разработан способ [Патент RU 2 819 775 C1, 2024], в котором фольги с УМЗ структурой используются в качестве матричного материала композитов на основе сплавов алюминия, титана и интерметаллидов. Изготовление деталей из таких композитов осуществляется методом прессования в режиме НТСП, чем достигается идеальное заполнение межволоконного пространства, прочная металлическая связь в местах контакта матричных слоев и минимальная деградация прочности волокон благодаря контролируемой реакции на поверхности раздела матрица-волокно. Дополнительное преимущество матриц с УМЗ структурой в их повышенной релаксационной способности, позволяющей снизить остаточные напряжения, возникающие из-за разницы коэффициентов термического расширения при нагреве и охлаждении.

Благодарность

Исследования были поддержаны Российским Научным Фондом грант № 24-19-00819, <https://rscf.ru/project/24-19-00819/>.

Список литературы

1. Ultrafine-Grained Materials. / Ruslan Z. Valiev, Igor V. Alexandrov, Megumi Kawasaki, Terence G. Langdon. - E-book. Springer International Publishing, 2024. - 168 pp. ISBN: 9783031317293
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы получение, структура и свойства: [монография] / - Москва: Академкнига, 2007. - 397 с. ISBN 978-5-94628-217-8.
3. Жилаев А.П., Пшеничнюк А.И. Сверхпластичность и границы зерен в ультрамелкозернистых материалах. – М.: ФИЗМАТЛИТ 2008.– 320 с.
4. Медведев А.Ю., Астанин В.В., Семенова И.П. Роль наноструктурной сверхпластичности при изготовлении моноколеса компрессора газотурбинного двигателя // Наноиндустрия. – 2019. – Том 12 № 3–4 (90) – С. 220-227.
5. Низкотемпературная сверхпластичность и изготовление полых конструкций из титанового сплава ВТ6. Р.Я. Лутфуллин, А.А. Кружлов, М.Х. Мухаметрахимов, О.А. Руденко // Письма о материалах. – 2015. – Т. 5. №2. – С. 185 – 188.
6. Lutfullin R.Ya., Mukhametrakhimov M.Kh. Solid-phase joint formation in Ti-6Al-4V alloy under conditions of low temperature Superplasticity. // Rev. Adv. Mater. Sci. – 2010. –V. 25. – P. 142-147.

**A COMPARATIVE STUDY OF MICROSTRUCTURE AND STRENGTH
PROPERTIES OF Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ AND FeMnCoCrNi MULTICOMPONENT
ALLOYS AND 300-SERIES AUSTENITIC STEELS AFTER COLD ROLLING**

Astafurova E.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Luchin A.V.
Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, Russia
elena.g.astafurova@ispms.ru

Deformation-induced microstructure, tensile properties and microhardness were studied in cold-rolled metastable Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ and stable FeMnCoCrNi (Cantor alloy) multicomponent alloys and two conventional austenitic AISI 316 and AISI 321 steels. Multicomponent alloys were obtained by a vacuum induction melting. Rectangular bars 10×10×25 mm³ of cast material were subjected to multipass cold rolling with 80 % reduction at room temperature (RT), some of them were cooled in a liquid nitrogen before each rolling pass (HEA-77K). Austenitic steels were solution-treated before rolling in similar regimes and were used as reference materials. For mechanical testing, flat dumb-bell shaped specimens with a gauge section of 12 mm × 2.7 mm × 1.3 mm were cut from the undeformed and rolled billets. Tensile tests were carried out at RT and initial strain rate of 10⁻⁴ 1/s.

In metastable Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ alloy, RT-rolling is accompanied with fragmentation of austenitic grains due to the development of dislocation slip, twinning and $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation (MT). Deformation-induced $\gamma \rightarrow \epsilon$ MT acts as one of the dominating deformation mechanisms in this alloy under RT-rolling, which confirms the awakening of MT in alloys by significant strain localization under severe plastic deformation. Twin and martensitic lamellae are fragmented, deformation assists to deformation and distortion of the habit planes of twins and martensitic lamellae and activates MT between them. Thus, highly misoriented dual-phase ($\gamma + \epsilon$) ultrafine-grained microstructure is typical of Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ alloy after rolling.

In FeMnCoCrNi specimens rolled at RT, a misoriented grain/subgrain microstructure was formed. TEM data show dislocation-induced continuous misorientations inside of the fragments of austenitic grains and ultrafine subgrains, which can have a shear band nature. TEM data testify to the prevailing of the low-angle misorientations in the microstructure and slip-dominated deformation with much lower activity of twinning and $\gamma \rightarrow \epsilon$ MT than that in Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ alloy. Decreasing rolling temperature down to the 77K assists higher activity of twinning and MT in Cantor alloy. Individual twins and twin packets are visible on TEM images, twin density is obviously higher than after RT-deformation, and twinning dominates together with slip. At the same time, twin boundaries are less frequent and less distorted than those in the metastable alloy. Deformation-induced $\gamma \rightarrow \epsilon$ MT is also stimulated at low temperature deformation regime but its activity is lower than that in Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ alloy. The development of the MT in Cantor alloy was observed for the first time.

It was found out that joint development of dislocation slip, twinning and deformation-induced $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation in Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ alloy does not provide a superior strengthening over the dislocation-dominated refinement in Cantor alloy during RT-rolling. Twinning-dominated deformation during cryogenic rolling of Cantor alloy provides higher strength compared to the metastable alloy. Tensile properties and microhardness of the multicomponent alloys were compared with those obtained for conventional stable and metastable austenitic Cr-Ni steels with different dominating deformation mechanisms (rolled in similar regimes). Strength properties testify the higher strain hardening of the multi-principal element alloys over austenitic steels under rolling, but the final strength properties are similar.

Acknowledgements

The research was supported by the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00261), <https://rscf.ru/project/20-19-00261/>. The studies were carried out using the equipment of the Nanotech Center (ISPMS SB RAS, Tomsk).

ИССЛЕДОВАНИЕ НДС ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ЗАГОТОВКИ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА МАРКИ ВТ6, ПОДВЕРГНУТОЙ БУФО

Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Аксенов Д.А.^{1,2}, Чуракова А.А.^{1,2}

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

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

a.r.n@list.ru

Вероятность появления усталостных трещин возможно снизить путем формирования в поверхностных слоях сжимающих остаточных напряжений, например, с помощью методов поверхностной пластической деформации (ППД). Одним из эффективных методов ППД является безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО), представляющая собой импульсно-упрочняющую чистовую обработку с использованием ультразвуковых колебаний. При БУФО в поверхностных слоях обрабатываемой заготовки осуществляется интенсивное измельчение структуры, повышается твердость, снижается шероховатость и формируются преимущественно сжимающие остаточные напряжения, что в совокупности оказывает благоприятное влияние на сопротивление усталости готового изделия.

Целью настоящей работы являлось исследование напряженно-деформированного состояния очага деформации цилиндрической заготовки из титанового сплава марки ВТ6, подвергнутой БУФО. С помощью моделирования методом конечных элементов исследовано воздействие индентора с амплитудой от 10 до 100 мкм и радиусами закругления от 1 до 3 мм. Анализ полученных результатов показал, что увеличение радиуса индентора ведет к увеличению накопленной степени деформации (ϵ), при этом распределение ϵ является градиентным, с уменьшением значений от поверхности к центру заготовки. Максимальные величины ϵ наблюдаются для варианта с радиусом $R = 3$ мм и достигают значений $\epsilon = 0,5$ при амплитуде колебаний 100 мкм.

Было установлено, что в очаге деформации при БУФО преобладают сжимающие напряжения. Согласно анализу данных, полученных по средним напряжениям, максимальные сжимающие напряжения наблюдаются при амплитуде колебаний 100 мкм, радиусе индентора $R = 1$ мм и достигают 1500 МПа. Установлено, что осевые остаточные напряжения в области очага деформации преимущественно сжимающие, что способствует увеличению сопротивления усталости готового изделия. Показано, что с увеличением амплитуды колебаний деформирующего индентора увеличиваются значения сжимающих осевых остаточных напряжений, достигая максимальных значений 1300 МПа при амплитуде 100 мкм и инденторе R1. Глубина залегания этих напряжений при этом достигает 0,5 мм.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке молодежной лаборатории «Комбинированные поверхностные и объёмные методы обработки функциональных и конструкционных материалов» (договор № ЦПД-МЛ-10/РФ-23 от 21 ноября 2023 года).

КОРРОЗИОННЫЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ С ПЭО-ПОКРЫТИЕМ НА ЦИРКОНИЕВОМ СПЛАВЕ

Аубакирова В.Р.¹, Фаррахов Р.Г.¹, Егорихина М.Н.², Парфенов Е.В.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Приволжский исследовательский медицинский университет,

Нижегород, Россия

veta_mr@mail.ru

Цирконий обладает большими перспективами для изготовления медицинских имплантатов благодаря высокой коррозионной стойкости и биосовместимости. Легирование нетоксичным ниобием и равноканальное угловое прессование циркония позволяет получить сплав с высокими механическими характеристиками. Для улучшения приживаемости имплантата актуально применение биомиметического подхода в виде формирования функционального покрытия на поверхности металла с пористой морфологией схожей с поверхностью кости. Такое покрытие может быть получено экологичным методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО). Важными преимуществами ПЭО-покрытий является высокая коррозионная стойкость, износостойкость и экологичность технологии.

Экспериментальные исследования проведены на образцах сплава Zr-2,5%Nb. Образцы имели форму дисков диаметром 9 мм и толщиной 1 мм. ПЭО покрытие было сформировано на автоматизированной установке в импульсном униполярном режиме. Обрабатываемая деталь подключалась в качестве анода. Был использован водный раствор электролита на основе фосфата натрия и ацетата кальция. Температура электролита поддерживалась на уровне 20 ± 1 °С.

Электрохимические характеристики полученных образцов исследовались с помощью потенциостата-импедансметра Р-5Х (ООО «Элинс», Россия) в растворе Рингера. Были проведены измерения электродного потенциала, поляризационных кривых, получены результаты электрохимической импедансной спектроскопии и циклической вольтамперометрии.

Биологические *in vitro* испытания включали исследования цитотоксичности с использованием МТТ-теста в соответствии с рекомендациями ГОСТ ISO 10993-5-2011, адгезии и пролиферативной активности поверхностно зависимых клеток.

Таким образом, были получены образцы с толщиной ПЭО-покрытия $h = 14,1 \pm 0,4$ мкм, шероховатостью поверхности $Ra = 1,02 \pm 0,04$ мкм и пористостью $P = 15,3 \pm 1,1\%$.

В результате электрохимических испытаний также установлено, что ПЭО обработка приводит к существенной пассивации поверхности и значительно улучшает коррозионные свойства циркониевого сплава. Наибольший вклад в коррозионное сопротивление вносит сопротивление внутреннего барьерного слоя. Образцы после ПЭО показали на три порядка меньший ток коррозии, что свидетельствует о превосходных защитных качествах покрытия.

Было установлено, что образцы сплавов циркония без покрытия и с ПЭО-покрытием были не цитотоксичны. При оценке адгезии тестовой культуры, показано, что наличие покрытия приводит к более равномерному и интенсивному распределению клеток на поверхности.

Учитывая полученные данные, целесообразны дальнейшие исследования циркониевого сплава с ПЭО-покрытиями, как материала для медицинских имплантатов высокого качества.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-10189, <https://rscf.ru/project/20-79-10189/>

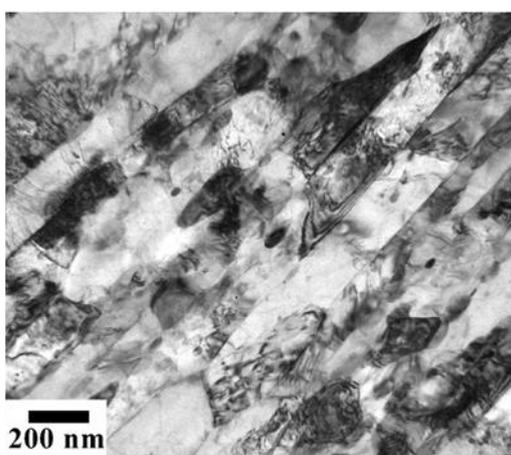
УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

Долженко А.С., Беляков А.Н.

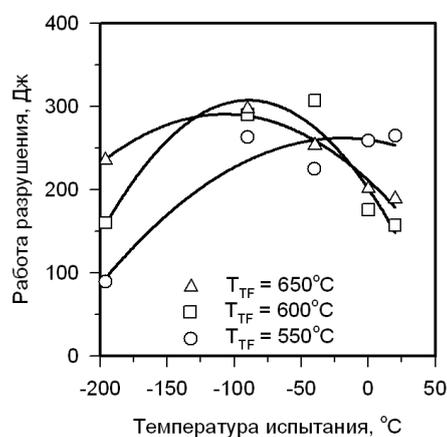
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
belyakov@bsu.edu.ru

Низколегированные стали с особой нанокристаллической микроструктурой демонстрируют высокую прочность и выдающуюся ударную вязкость. Интересно, что ударная вязкость сталей с такой микроструктурой увеличивается при понижении температуры испытания ниже комнатной. Такое необычное поведение объясняется вязкостью расслоением, которая обеспечивается нанокристаллической пластинчатой микроструктурой. А именно, быстрое расслоение поперек направления удара притупляет трещину и значительно увеличивает ударную вязкость.

Нанокристаллическая микроструктура ламельного типа в высокопрочных низколегированных сталях может быть получена после закалки с отпуском и последующей прокатки с большим обжатием при температуре отпуска (рис. 1а). Понижение температуры и увеличение степени деформации темпформинга уменьшает поперечный размер зерен и повышает плотность дислокаций, которая вносит основной вклад в упрочнение сталей. Повышение температуры темпформинга способствует повышению ударной вязкости при криогенных температурах, тогда как темпформинг при относительно низких температурах повышает ударную вязкость при комнатной и пониженных температурах (рис. 1б). Увеличение степени деформации при темпформинге также способствует повышению ударной вязкости при криогенных температурах испытания за счет увеличения интервала когерентных плоскостей скола $\{001\}$ в направлении прокатки.



(а)



(б)

Рис. 1. Микроструктура стали 35ХГМ после темпформинга при 650 °C (а) и влияние температуры испытания на ударную вязкость стали 35ХГМ после темпформинга при температурах (T_{TF}) 550 – 650 °C

Благодарность

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (Соглашение № 20-19-00497-П).

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСКАЖЕНИЯ РЕШЕТКИ НА АДсорбЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГПУ ЦИНКА

Брызгалов В.А.^{1,2}, Кистанов А.А.¹, Корзникова Е.А.^{1,3,4}

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

³ Политехнический институт (филиал) в г. Мирном Северо-Восточного Федерального Университета им. Аммосова, Мирный, Россия

⁴Академия Наук Республики Башкортостан, Уфа, Россия

bryzgalovv2000@gmail.com

Понимание взаимодействия между молекулами кислорода и металлическими поверхностями имеет решающее значение для улучшения характеристик биоразлагаемых материалов [1, 2], особенно в биомедицинских приложениях, где деградация поверхности может существенно повлиять на долговечность имплантатов. В данной работе мы изучили динамику адсорбции молекул кислорода на деформированной поверхности цинка и оценили влияние деформации решетки на этот процесс при помощи метода, основанного на теории функционала плотности (DFT) [3, 4]. Полученные нами результаты свидетельствуют о том, что деформация решетки способствует деградации поверхности за счет снижения энергии адсорбции и усиления переноса заряда между кислородом и цинком. Примечательно, что при искажении решетки на 1,5% переориентация молекулы O₂ приводит к пику энергии адсорбции, за которым следует быстрое снижение по мере увеличения искажения (Рис. 1).

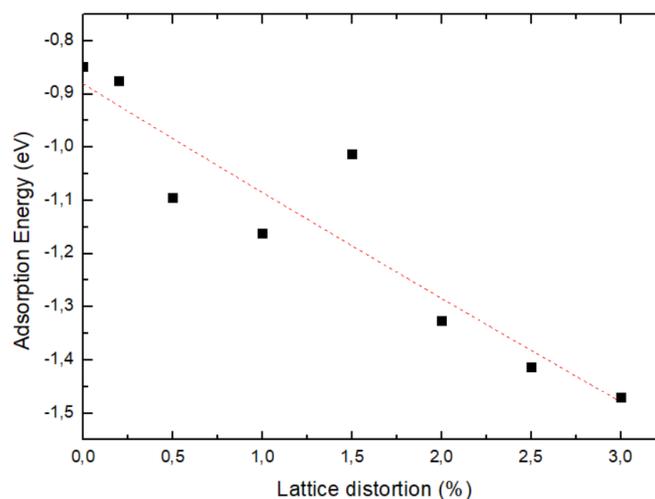


Рис1. Зависимость энергии адсорбции от степени искажения решетки

Анализы электронных свойств также показывали значительное перераспределение зарядов между атомами кислорода, что свидетельствует о преимущественно ковалентно-ионной природе связи. Кроме того, графики прогнозируемой плотности состояний (DOS) указывают на более прочную связь в деформированных поверхностях цинка, о чем свидетельствует более гладкая O-p орбиталь в зоне проводимости. Эти результаты подчеркивают критическую роль деформации решетки в влиянии на динамику адсорбции и деградацию поверхности, предлагая ценные идеи для разработки передовых биоразлагаемых материалов с помощью машинного обучения.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания Уфимского университета науки и технологий (№ 075-03-2024-123/1) Молодежной научно-исследовательской лаборатории «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях».

Список литературы

1. Biodegradable Mg Alloys for Orthopedic Implants – A Review / Tsakiris, V.; Tardei, C.; Clicinschi, F.M. // *J. Magnes. Alloy.* – 2021. - Vol. 9 (6). – P. 1884–1905. – DOI: 10.1016/j.jma.2021.06.024.
2. Verifying the Cytotoxicity of a Biodegradable Zinc Alloy with Nanodiamond Sensors / Wojtas, D.; Mzyk, A.; Li, R.; Zehetbauer, M.; Schafner, E.; Jarzębska, A.; Sułkowski, B.; Schirhagl, R. // *Biomater Adv.* – 2024. - Vol. 162. – P.213927. DOI: 10.1016/j.bioadv.2024.213927
3. Consideration of linear topological defects in silicene through molecular dynamics and ab-initio calculations / Kosarev, I.V.; Kistanov, A.A.; Ibragimov, M.R.; Korznikova, E.A.; Dmitriev, S.V. // *MTD.* – 2024. – Vol. 6 (1(16)). – P. 13–21. DOI: 10.54708/26587572_2024_611613.
4. Okamoto, Y. Density Functional Theory Calculations of Lithium Adsorption and Insertion to Defect-Free and Defective Graphene // *J. Phys. Chem. C.* - 2016. – Vol. 120 (26). – P. 14009–14014. DOI: 10.1021/acs.jpcc.6b05458.

ПАРАДОКСЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Валиев Р.З.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: ruslan.valiev@ugatu.su

В последние годы исследования в области обработки металлических материалов, а в недавнее время и полимеров, и керамик [1,2] методами интенсивной пластической деформации (ИПД) убедительно продемонстрировали, что их наноструктурирование может приводить к появлению у них парадоксальных свойств, обычно не характерных для материалов, подвергнутых традиционной термомеханической обработке. К таким парадоксам относятся сочетания высокой прочности и пластичности, проявление высокой прочности и электропроводности, повышенная коррозионная стойкость и другие. В настоящем докладе представлены необычные сочетания механических и функциональных свойств по результатам последних исследований ряда материалов, полученных методами ИПД, а также физические механизмы их возникновения, связанные с формированием различных наноструктурных особенностей - от измельчения зерен до наноразмерных выделений и зернограницных сегрегаций. Обсуждается высокий инновационный потенциал применения этих многофункциональных материалов в технике и медицине [3].

Благодарность

Доклад представлен в рамках научно-исследовательского проекта РНФ № 22-19-00445.

Список литературы

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications - John Wiley & Sons, 2014. - 456 pp. Валиев Р.З., Жилиев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения – Москва: Эко-Вектор, 2017. - 480 с.
2. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances / K. Edalati, A. Bachmaier, V.A. Beloshenko, et al // Mater. Res. Lett. – 2022/ - Vol. 10:4. – P. 163-256. - DOI: 10.1080/21663831.2022.2029779
3. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Kawasaki M., Langdon T.G. Ultrafine-Grained Materials - SpringerNature, 2024.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДАМИ ИПД ПРУТКОВ С УМЗ СТРУКТУРОЙ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1%Zn-0,18%Ca ДЛЯ БИМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Волкова Е.П.¹, Худододова Г.Д.¹, Кулясова О.Б.¹, Боткин А.В.¹, Исламгалиев Р.К.¹, Валиев Р.З.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Evvolkova@mail.ru

В настоящее время активно ведутся исследования в создании биоразлагаемых и биосовместимых материалов из магниевых сплавов для применения в медицине [1]. Однако эти сплавы обладают низкими показателями прочности и коррозионной стойкости для их успешного применения при изготовлении биорастворимых имплантатов, используемых в челюстно-лицевой хирургии и ортопедии. Одним из эффективных подходов повышения прочности металлических материалов является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [2,3]. Основной сложностью этого подхода для магния является его низкая пластичность и труднодеформируемость вследствие наличия ГПУ решетки с ограниченным количеством систем скольжения. Для решения этой проблемы предлагается проведение на начальном этапе деформирования при повышенных температурах с последующим снижением температур обработки.

Целью данной работы явилось исследование режимов ИПД обработки, включающей в себя предварительную горячую экструзию, РКУП и последующую экструзию с пониженной температурой, на структуру и свойства биомедицинского магниевых сплава. С помощью компьютерного моделирования предварительно были определены термомеханические условия прессования [4]. В качестве исходного материала был выбран магниевый сплав Mg-1%Zn-0,18%Ca (вес.%), отлитый на Соликамском опытно-металлургическом заводе (Россия). Образцы были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 450°C, в течение 24 часов с последующей закалкой в воду [5]. Это состояние было выбрано исходным. Деформационная обработка была проведена в несколько этапов. На первом этапе, для увеличения деформируемости сплава [6], провели горячую экструзию, совмещенную с РКУП, на образцах диаметром 40 мм и длиной 70 мм при температуре 400°C (степень деформации – 2,46). На втором этапе деформационной обработки выполнили 4 прохода РКУП при температуре 350°C по маршруту Вс (степень деформации - 2,5). При РКУП реализуется деформированное состояние по схеме сдвига, а при экструзии по схеме растяжения, что обуславливает в целом немонотонную деформацию. Поэтому для получения ультрамелкозернистой структуры заключительным третьим этапом была проведена экструзия с пониженной температурой (степень деформации – 1,4). Так же последующая холодная экструзия была проведена для получения прутков диаметром 5 мм, которые используются для изготовления имплантатов в челюстно-лицевой хирургии [7].

Для измерения микротвердости (HV) был выбран 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. Исследование и анализ микроструктуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100 с ускоряющими напряжениями 200 кВ.

Образцы в гомогенизированном состоянии характеризовались неоднородной структурой со средним размером 1000 мкм. В результате комбинированной обработки

была сформирована однородная структура со средним размером 215 нм(рис. 1).

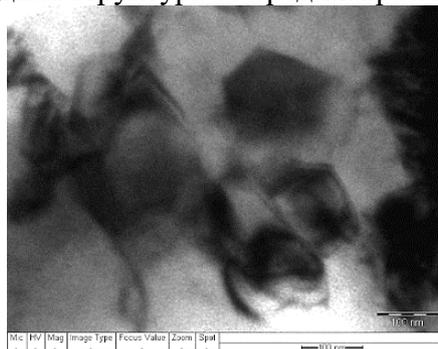


Рис. 1. ПЭМ наблюдение структуры образца магниевого сплава Mg-1%Zn-0,18%Ca после трехэтапной ИПД обработки

Механические испытания на растяжение гомогенизированных образцов показали предел прочности 155 МПа и пластичность 15%. После трехэтапной ИПД обработки предел прочности сплава увеличился до 425 МПа, а пластичность снизилась до 11%. Твердость была равна 70 и 98,1 HV, соответственно (см. таблица 1).

Таблица 1. Механические свойства на растяжение малых образцов и микротвердость сплава Mg-1%Zn-0,18%Ca

Состояние	HV	σ_B , МПа	δ %
Исходное (КЗ)	70	155	15
После трехэтапной ИПД обработки (УМЗ)	98,1	425	11

Следует так же отметить, что такой предел прочности достигнут впервые для данного магниевого сплава. Следующим этапом исследования планируется проведение ТО для увеличения коррозионной стойкости полученных образцов.

Благодарность

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

Список литературы

1. An Overview on the Effect of Severe Plastic Deformation on the Performance of Magnesium for Biomedical Applications/ M.P. Medeiros, D.R. Lopes, M. Kawasaki, T.G. Langdon, R.B. Figueiredo // Materials. – 2023. – V. 16. – P. 2401.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства - Москва: Академкнига, 2007. - 397 с.
3. Ultrafine-Grained Materials/ R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, M. Kawasaki, T.G. Langdon – Switzerland: Springer, 2024 – 170 pp.
4. Компьютерное прогнозирование разрушения цилиндрической заготовки из магниевого сплава в процессе равноканального углового прессования/ Волкова Е.П., Худододова Г.Д., Боткин А.В., Валиев Р.З. (Отправлена в журнал “Frontier Materials & Technologies”).
5. Effect of Microstructure Refinement on the Corrosion Behavior of the Bioresorbable Mg-1Zn-0.2Ca and Mg-1Ca Alloys/ O.B. Kulyasova, G.D. Khudododova, G.S. Dyakonov, Y. Zheng, R.Z. Valiev// Materials. - 2022. - V.15. – P.6749.
6. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности при обработке металлов давлением - М.: Металлургия.–1984.– 150 с.
7. Медицинские изделия для челюстно-лицевой хирургии из наноструктурированного титана/ А.А. Матчин, Г.В. Клевцов, Р.З. Валиев, И.П. Семенова, Н.А. Клевцова, М.Р. Кашапов, Н.А. Классен, И.А. Михайлова, Т.Ф. Рогова // West Kazakhstan Medical Journal. - 2012. - № 3 (35).

РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ СПЛАВА Тi-15Мо

Гатина С.А., Полякова В.В., Семенова И.П.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Российская Федерация

lana_gatina@mail.ru

Метастабильные β -титановые сплавы вызывают большой интерес ученых в качестве конструкционных и функциональных материалов в связи с их уникальной комбинацией свойств: высокая удельная прочность, низкий модуль упругости, отличная сопротивляемость коррозии, хорошая биосовместимость [1]. Кроме того, одним из преимуществ этих сплавов является возможность управлять их механическими свойствами и модулем упругости, регулируя фазовый состав термической обработкой. К метастабильным β -титановым сплавам относится Ti-15Mo. Он применяется в двух состояниях: двухфазном ($\alpha+\beta$)-состоянии, когда необходима высокая прочность; в однофазном β -состоянии, когда необходим низкий модуль упругости (менее 100 ГПа) [2]. Однако в однофазном состоянии сплав характеризуется низкой прочностью ($\sigma_{0,2} < 650$ МПа).

Целью данной работы является повышение прочности сплава при сохранении низкого модуля упругости.

Одним из перспективных методов повышения механических свойств металлов и сплавов является интенсивная пластическая деформация, позволяющая сформировать в них ультрамелкозернистую структуру (УМЗ) [3]. В данной работе использовали равноканальное угловое прессование (РКУП) при температуре 250 °С, что ниже температур выделения α -фазы, для сохранения низкого модуля упругости. Выполняли 3 прохода в оснастке с углом пересечения каналов 120°. На рисунке 1 представлена микроструктура сплава Ti-15Mo до и после деформации. В исходном состоянии сплав состоит из равноосных β -зерен со средним размером 50 ± 5 мкм (рис. 1а). РКУП приводит к формированию УМЗ структуры, структурные элементы вытянуты вдоль направления деформации, их средний поперечный размер составляет 250 ± 20 нм, выраженный контраст изображения свидетельствует о высокой плотности дислокаций (рис. 1б).

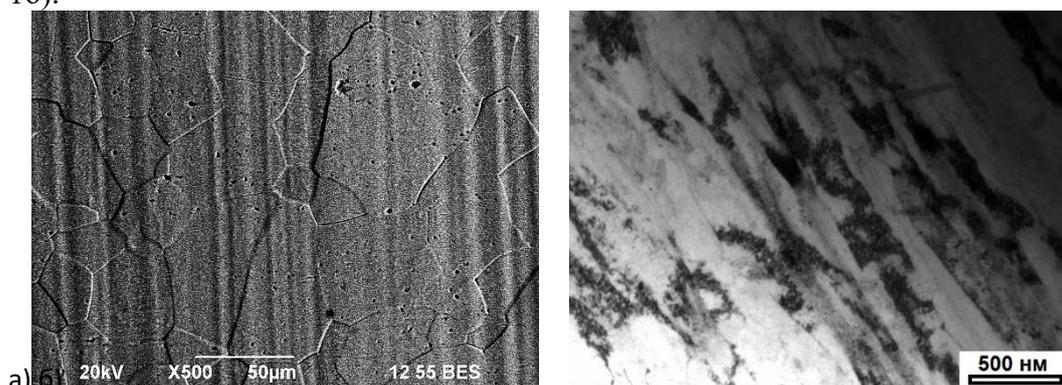


Рис. 1. Микроструктура сплава Ti-15Mo: а) исходное состояние; б) после РКУП

В таблице 1 представлены результаты механических испытаний на растяжение сплава и измерения модуля упругости наноиндентированием.

Таблица 1 Механические свойства сплава Ti-15Mo

Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\delta_{отн.}$, %	δ_p , %	E, ГПа
Исходное	810 ± 15	649 ± 12	35 ± 1	$24,0 \pm 1,5$	87 ± 4
После РКУП	1295 ± 18	1265 ± 16	9 ± 1	$0,7 \pm 0,1$	93 ± 4

Формирование УМЗ структуры в сплаве Ti-15Mo привело к значительному повышению прочности, при сохранении пластичности, при этом модуль упругости остался на уровне, не превышающем 100 ГПа.

Благодарность

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 23-79-00074, https://rscf.ru/prjcard_int?23-79-00074

Список литературы

1. Kolli, R.P., Devaraj, A. A Review of Metastable Beta Titanium Alloys// *Metals* – 2018. - 8-506. – DOI:10.3390/met8070506.
2. The Application of Ti15Mo Beta Titanium Alloy in High Strength Structural Orthopaedic Applications/ V.R. Jablov, M.J. Nutt, M.E. Richelsoph, H.L. Freese// *J. ASTM Int.* – 2005. – Vol. 2(8). – P. 1-18. - DOI: 10.1520/JAI13033
3. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Development of severe plastic deformation techniques for the fabrication of bulk nanostructured materials// *ACSM* – 2022. – Vol. 27. – P. 3-14. - DOI: 10.1016/S0151-9107(02)80002-2

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И АМПЛИТУДЫ ПОЛОЖИТЕЛЬНОГО НАПРЯЖЕНИЯ НА ПОРИСТОСТЬ ПОКРЫТИЯ СПЛАВА Ti-15Mo, ПОЛУЧЕННОГО ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ

Гайсина А.А., Аубакирова В. Гатина С.А., Полякова В.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

azaliya021@mail.ru

Стремительное развитие технологий и улучшение качества жизни пациентов, которым необходимо протезирование и имплантация при переломах и замене костных тканей, привело к прогрессирующим требованиям для медицинских изделий и устройств [1]. В качестве материала имплантатов нового поколения все чаще рассматривают биосовместимые β -титановые сплавы, в которых за счет формирования различных структурно-фазовых состояний возможно в широком диапазоне управлять свойствами путем применения деформационно-термических обработок, в том числе инновационных методов интенсивной пластической деформации (ИПД) [2,3]. Например, в работах [4-8] авторами было показано, что в сплаве Ti-15Mo наноструктурирование методами ИПД и последующее старение в интервале температур 200-600 °С приводит к повышению прочностных характеристик в сплаве на 40 % (с $\sigma_s = 680$ до 1200 МПа), что наряду с его биосовместимостью, коррозионной стойкостью и в однофазном β -состоянии характеризуется низким модулем упругости. Значительно расширяем горизонты его применения.

Для повышения остеоинтеграции имплантата и снижение риска его отторжения немаловажной задачей является разработка технологий обработки поверхности и получения покрытий медицинских изделий. Для формирования поверхностного слоя имплантата актуально использовать метод плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО), зарекомендовавшего себя как эффективный инструмент для функционализации поверхности имплантатов из титановых сплавов. Технология ПЭО позволяет получать пористые покрытия, имитирующее структуру костной ткани путем возникновения в процессе обработки микроразрядов [9,10]. Вариация режимов ПЭО позволяет контролировать толщину, состав и структуру покрытий.

В данной работе представлены результаты исследований влияния режимов ПЭО на особенности формирования пористого покрытия ультрамелкозернистого (УМЗ) сплава Ti-15Mo, полученного равноканальным угловым прессованием. Процесс ПЭО был реализован в электролите $\text{Na}_3\text{PO}_4 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$ с использованием автоматизированного оборудования с компьютерным управлением в импульсном биполярном режиме под контролем отрицательного импульса напряжения $U_n = -40$ В и положительного импульса $-U_p$ равного 380, 450 и 480 В. Частота импульсов составила 1000 Гц. Температура электролита поддерживалась на уровне 20 ± 2 °С, его плотность составила 20 г/л.

Размер и объемную долю пор покрытия (доля поверхности, занимаемой порами) рассчитывали по изображениям, полученным сканирующей электронной микроскопией (СЭМ) на приборе JEOL JSM-6490LV в программе ImageJ. Толщину покрытия определяли с помощью вихретокового толщиномера Defelsko Positector 6000.

Типичная структура поверхности образцов сплава Ti-15Mo после ПЭО представлена на рисунке 1. При низких напряжениях ниже 350 В процесс нанесения покрытия был затруднен из-за низкого значения напряжения и малого количества микроразрядов. При напряжении 380 В на подложке из Ti-15Mo сформировалась хорошо развитая поверхность с равномерным распределением пор. Характер распределения пор по размерам носит слабовыраженный бимодальный характер. Объемная доля фракции крупных пор составляет 12% от всей площади видимых на

поверхности пор. С увеличением напряжения структура покрытия становится более «рыхлой». Распределение по размерам бимодальное с преобладающим центром тяжести в область крупных пор, доля которых составляет 50%.

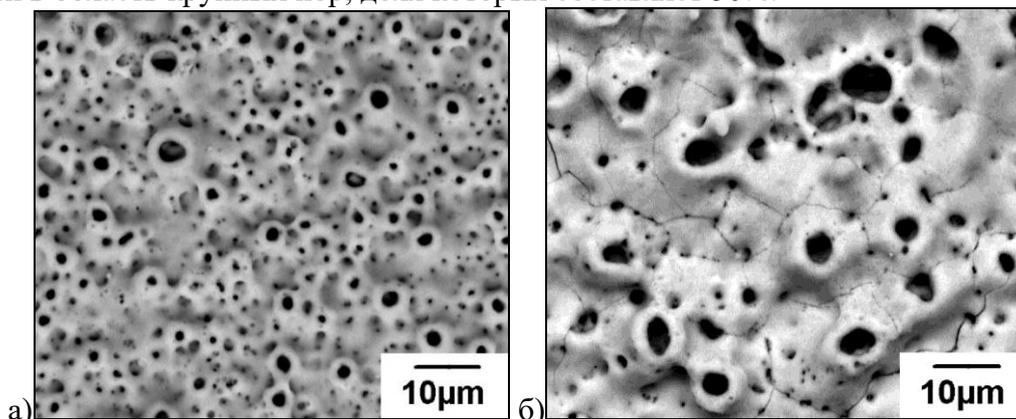


Рис. 1. Типичные изображения поверхности образцов УМЗ сплава Ti-15Mo после ПЭО при напряжении положительных импульсов: а) 380 В; б) 480 В.

На покрытии наблюдается неоднородность рельефа и образование трещин. Характер структуры поверхности для сплава Ti-15Mo в закаленном крупнозернистом (КЗ) состоянии и ультрамелкозернистом состоянии имеет одинаковые признаки. Однако статистический анализ показал, что размер фракции крупных пор в покрытии КЗ Ti-15Mo больше чем в сплаве с УМЗ структурой (Рисунок 2), где распределение пор более однородное, что может быть связано повышенной дефектностью структуры.

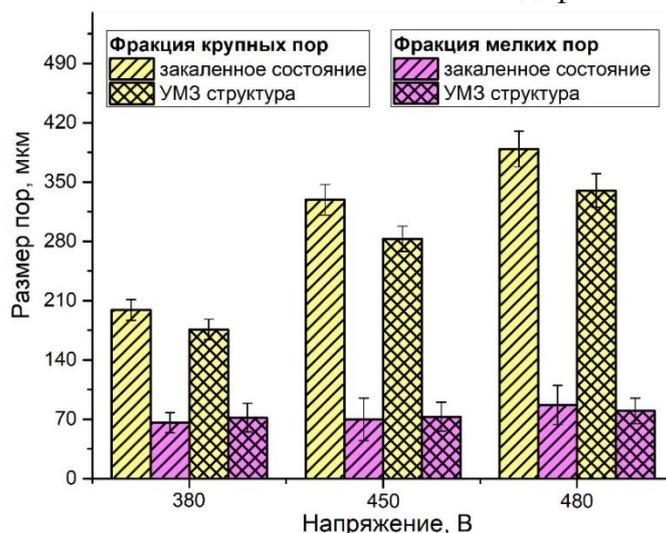


Рис. 2. Влияние напряжения на размер пор ПЭО покрытия, нанесенного на подложку сплава Ti-15Mo в закаленном состоянии с крупнозернистой структурой и УМЗ состоянии после ИПД.

Таким образом в работе установлено влияния структуры подложки и напряжения положительных импульсов ПЭО процесса на количественные параметры покрытия сплава Ti-15Mo.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-10189, <https://rscf.ru/project/20-79-10189/>.

Список литературы

1. Vaso D. Manojlović, Gordana Marković. Titanium alloys database for medical applications // *Metallurgical and Materials Data* 1, no. 1 (2023): 1-6
2. Polyakova V.V., Gatina S. A., Polyakov A.A., Semenova I. P. Effect of severe plastic deformation on the physical and mechanical properties of the ultrafine-grained β -alloy Ti15Mo // *Materials Science and Engineering* 672 (2019)
3. Bartha K., Terynková A., Stráský J., Semenova I., Gatina S., Janeček M. Microstructure and microhardness of the Ti15Mo alloy subjected to severe plastic deformation in $\alpha+\beta$ condition // *Materials Science and Engineering* 461 (2019)
4. Bartha K., Stráský J., Veverková A., Veselý J., Čížek J., Málek J., Polyakova V., Semenova I., Janeček M., Phase Transformations upon Ageing in Ti15Mo Alloy Subjected to Two Different Deformation Methods. *Metals* 2021, 11, 1230.
5. Gatina S.A., Polyakova V.V., Modina, I.M., Semenova I.P. Fatigue Behavior and Fracture Features of Ti-15Mo Alloy in β -, ($\alpha+\beta$)-, and Ultrafine-Grained Two-Phase States .*Metals* 2023, 13, 580
6. Gatina S.A., Polyakova V.V., Polyakov A.V., Semenova I.P. Microstructure and Mechanical Properties of β -Titanium Ti-15Mo Alloy Produced by Combined Processing including ECAP-Conform and Drawing. *Materials* 2022, 15, 8666
7. Gatina S., Semenova I., Janecek M., Strasky J. Effect of high pressure torsion on the aging kinetics of β titanium Ti-15Mo alloy // *Materials Science and Engineering* 63 (2014)
8. Bartha K., Stráský J., Veverková A., Veselý J., Polyakova V., Semenova I., Janeček M., Minárik P. Cinthia Antunes Corrêa. Effect of the severe plastic deformation by ECAP on microstructure and phase transformations in Ti-15Mo alloy // November 2019 *Materials Today Communications* 22(31)
9. Парфенов Е.В., Парфенова Л.В. Биомиметические покрытия на основе плазменно-электролитического оксидирования и функциональных органических молекул для имплантатов из титановых сплавов // *Гены & клетки* XVII, №3, 2022
10. Aubakirova V., Farrakhov R., Sharipov A., Polyakova V., Parfenova L., Parfenov E., Investigation of Biocompatible PEO Coating Growth on cp-Ti with In Situ Spectroscopic Methods. *Materials* 2022, 15, 9.

MODELING OF GRAIN BOUNDARY SEGREGATION AND PRECIPITATION

Gornostyrev Yu.N.¹, Karkina L.E.¹, Karkin I.N.¹, Kuznetsov A.R.¹

¹*Institute of Metal Physics UB RAS, 18, S. Kovalevskaya Str., Yekaterinburg 620990, Russia*
yug@imp.uran.ru

Grain boundary (GB) segregation of alloying elements have a significant effect on many properties of polycrystals. The role of GB segregation is especially significant in ultrafine-grained (UFG) alloys, where fractions of the GB atoms is comparable to the bulk one. They can significantly change the strength and ductility of the material, the phase equilibrium of the alloy and the thermal stability of the structure. Although the problem of GB segregations has attracted considerable attention, the physical mechanisms underlying this phenomenon remain a subject of debate.

Here we present a brief overview of recent results of atomistic modeling of GB segregation formation and their opposite impact on the GB structure. We employed different scale simulation approaches from ab initio calculations to combine molecular dynamic (MD) / Monte – Carlo (MC) simulations. To clarify the factors that determine the segregation capacity of GB and the morphology of segregations, special GBs, deviating from special ones and GBs of the general type were considered. As typical examples we consider Al-based and Fe-based alloys as well as high-entropy Kantor alloy and focus on the role of chemical and deformation solute-host atoms interactions in segregation formation.

Summarizing the obtained results, we conclude that the following main scenarios are possible: (1) the formation of narrow segregations (up to 1 nm) on the GBs close to special ones, (2) moderate segregations (width up to 5 nm) on asymmetric and general type GBs, and (3) wide segregations in the case of GB precipitation. The latter case should also include the formation of unusually wide segregations in a high-entropy alloy. It is shown that the formation of segregations is usually accompanied by reconstruction of the GB structure. The effect of segregations on the cohesive properties of GBs and GB dislocation sliding is discussed.

ЭФФЕКТ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИПДК ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИССЛЕДОВАНИЙ РАЗНЫХ АВТОРОВ

Гундеров Д.В.^{1,2}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Шарафутдинов А.В.²,
Гундерова С.Д.²

¹Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

dimagun@mail.ru

Метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК, он же кручение под высоким давлением) является наиболее эффективным методом достижения высоких степеней деформаций и, соответственно, измельчения структуры до нанокристаллического состояния в металлических материалах [1,2]. Однако известно, что при ИПДК твердых и деформационно-упрочняемых материалов возможно так называемое «проскальзывание» вращающегося бойка по поверхности образца [3]. В этом случае реальная сдвиговая деформация $\gamma_{уст}$ не соответствует расчетной, определяемой общепринятой формулой $\gamma = 2\pi nR/h$ (1) [1].

Уже около 20 лет ведутся исследования влияния ИПДК на образцы аморфных сплавов – объемных металлических стекол (ОМС). Предел текучести ОМС на основе Zr выше 1500 МПа. Установлено, что структура ОМС после ИПДК существенно меняется, возрастает свободный объем, изменяется степень порядка и т.д. [2] Однако во всех работах, где оценивалась реально достигаемая деформация кручением $\gamma_{уст}$ при ИПДК ОМС, показано, что $\gamma_{уст}$ значительно (на порядки) ниже ожидаемой из-за «тотального» проскальзывания [4-7]. В докладе представлены результаты этих работ. Так, в работе [4] использовали метод совместного ИПДК двух половин диска, при котором подготовленный для деформации образец ОМС Zr50Cu40Al10 в виде диска разрезается на две половины, которые вместе укладываются на бойки и далее проводится ИПДК с различным числом оборотов. Реальную степень деформации сдвига $\gamma_{реал.}$ можно оценить как $\gamma_{уст} = x/h$ (2), где x – смещение верхней и нижней поверхности половин, h – толщина образца [4]. В результате ИПДК ОМС с числом оборотов $n = 5$ (приложенное давление $P=5$ ГПа) по расчетам по формуле (1) ожидаемая деформация составила $\gamma_t \approx 150$, тогда как реальная степень деформации, оценённая по формуле (2), оказалась в 40 раз меньше и составила $\gamma_{реал.} = 3,5$ [4]. В работе [5] образец ОМС Zr57Ti5Cu20Al10Ni8 подвергался ИПДК с углом поворота бойков $\theta = 36^\circ$. Расчетная деформация составила $\gamma_t \approx 2$, тогда как реальная степень деформации, $\gamma_{реал.} \approx 0,1$ [4].

В работе [6] ИПДК с числом оборотов $n = 0,25; 1; 10$ подвергался образец ОМС Zr50Cu40Al10 и теоретически ожидаемая деформация должна быть $\gamma_t \approx 8; 30; 310$ соответственно, тогда как оценённая авторами реальная деформация составила $\gamma_{реал.} \approx 0,05; 0,2$ и 2 , соответственно [6]. Но во всех работах [4-6] фиксировались значительные структурные изменения в ОМС, которые не должны были наблюдаться при относительно небольших степенях накопленной деформации $\gamma_{реал.}$

В работе [3] были проведены эксперименты по измерению степени проскальзывания, возникающего при обработке дисков Cu, Al, Fe методом ИПДК. Для оценки проскальзывания на верхнюю и нижнюю поверхности диска перед ИПДК наносили маркер – царапину, и $\gamma_{реал.}$ оценивалась по взаимному смещению маркеров - царапин, также γ_t рассчитывалась по уравнению (2). Проскальзывание Λ можно оценить по формуле: $\Lambda = (\gamma_t - \gamma_{реал.})/\gamma_t \cdot 100\%$ (3). Результаты показывают, что степень проскальзывания очень незначительна на Al, немного больше на Cu и значительна при ИПДК Fe. Для всех материалов степень проскальзывания увеличивается как при более

высоких скоростях вращения наковален, так и при более низких прикладываемых давлениях. Можно отметить, что при ИПДК Fe с $n = 1$ даже при приложенном давлении $P = 5$ ГПа при скорости вращения наковален $V = 1$ об/мин фиксировалось заметное проскальзывание (около 10%), хотя использовалось относительно «мягкое» высокочистое железо. Однако при ИПДК с относительно большим числом оборотов ($n > 1$) маркеры - царапины стирались с поверхности образцов, и это не позволяло оценить γ_{real} .

Последние 4 года мы использовали метод совместного ИПДК двух половинок для определения γ_{real} [7-9]. Показано: образцы таких материалов, как титан, сталь Fe-0,1% C, сплав Zr-1% Nb, сплав Ti18Zr15Nb, на начальных стадиях ИПДК получали некоторую γ_{real} [8-9], но значительное проскальзывание наблюдалось уже на первом обороте ИПДК. На образцах предварительно подвергнутых ИПДК с $n > 1$, при дальнейшем увеличении n наблюдается «тотальное» проскальзывание [8,9]. Но несмотря на проскальзывание, структура исследованных материалов измельчалась до нанокристаллической [8,9], как это наблюдалось и в работах других авторов. В статье [10] методами математического моделирования проанализировано накопление деформации при ИПДК, и также показано, что при некоторого критического значения n деформация за счет кручения бойков не должна накапливаться. В [8] предложена модель, объясняющая накопление деформации в образце при ИПДК несмотря на проскальзывание. Однако закономерности накопления деформации (вызывающей кардинальные структурные трансформации) в различных материалах при ИПДК требуют дополнительного анализа.

Благодарность

Работа поддержана проектом РФФ 22-19-00347.

Список литературы

1. Valiev, R.Z.; Zhilyaev, A.P.; Langdon, T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. In Bulk Nanostructured Materials; John Wiley & Sons, Inc.: Hoboken, NJ, USA, 2013.
2. Kaveh Edalati et al Severe plastic deformation for producing Super functional ultrafine-grained and heterostructured materials: An interdisciplinary review JAL-COM174667 2024 <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.174667>
3. Edalati, K.; Horita, Z.; Langdon, T.G. The significance of slippage in processing by high-pressure torsion. *Scr. Mater.* **2009**, *60*, 9–12. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.08.042>.
4. Adachi, N.; Todaka, Y.; Yokoyama, Y.; Umemoto, M. Cause of hardening and softening in the bulk glassy alloy Zr50Cu40Al10 after high-pressure torsion. *Mater. Sci. Eng. A* 2015, *627*, 171–181
5. Z. Kovács, E. Schafner, P. Szommer, Á. Révész // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. 593. pp. 207–212.
6. W. Dmowski, Y. Yokoyama, A. Chuang, Y. Ren, M. Umemoto, K. Tsuchiya, A. Inoue, T. Egami // *Acta Materialia*. 2010. 58.
7. D V Gunderov, Vas V Astanin, A V Sharafutdinov and Jatin Bhatt Slippage during high-pressure torsion processing of Vitreloy 105 bulk metallic glass *Journal of Physics: Conference Series*: 1967 (2021) 012062 doi:10.1088/1742-6596/1967/1/012062
8. Gunderov, D., Asfandiyarov, R., Titov, V., Gunderova, S., Astanin, Some Slippage Issues in High-Pressure Torsion Using Cu and Ti Samples as an Example V. *Materials*, 2023, *16*(1), 162 <https://doi.org/10.3390/ma160101621>.
9. Gunderov, D.V.; Asfandiyarov, R.N.; Astanin, V.V.; Sharafutdinov, A.V. Slippage during High-Pressure Torsion: Accumulative High-Pressure Torsion—Overview of the Latest Results. *Metals* 2023, *13*, 1340. <https://doi.org/10.3390/met13081340>
10. Beygelzimer, Y.; Estrin, Y.; Kulagin, R. Some Unresolved Problems of High-Pressure Torsion. *Mater. Trans.* 2023, MT-MF2022038.

ФИЗИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

Гуткин М.Ю.^{1,2,3}

¹ *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

² *Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

³ *Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,*

Санкт-Петербург, Россия

m.y.gutkin@gmail.com

В основе современных приборов и устройств микро- и наноэлектроники, оптоэлектроники, фотоники, плазмоники и т. д. лежит использование низкоразмерных кристаллических наногетероструктур в виде составных (композитных) наночастиц, нанопроволок и нанослоев. Физические свойства и служебные характеристики этих объектов сильно зависят от упругих деформаций несоответствия, вызванных различием параметров кристаллических решеток составляющих их материалов. Релаксация этих деформаций происходит за счет образования различных дефектов, обычно – дислокаций несоответствия (ДН), которые могут приводить к значительной деградации свойств наногетероструктур. Теоретические и экспериментальные исследования процессов релаксации с образованием ДН проводятся с середины XX века. Однако до сих пор продолжается обсуждение вопросов об источниках, механизмах и критических условиях появления ДН в реальных кристаллических наногетероструктурах.

В докладе сделан краткий обзор теоретических моделей физических механизмов релаксации напряжений несоответствия в таких наногетероструктурах – композитных наночастицах, нанопроволоках и нанослоях.

Разработка теоретических моделей и сравнение разных механизмов релаксации приводит к выводу, что основным способом релаксации служит образование различных дислокационных конфигураций. Для определения и анализа критических условий их формирования недавно были получены новые решения граничных задач теории упругости о круговых призматических дислокационных петлях в полом упругом шаре и в упругом цилиндре, найдены выражения для упругой энергии таких петель и для энергий парного взаимодействия между ними.

С помощью полученных решений были определены критические условия, необходимые для образования круговых петель ДН на границах раздела в композитных наночастицах и нанопроволоках типа «ядро-оболочка» с разными типами ядер. В частности, рассматривались критические условия формирования петель ДН в сплошных и полых монокристаллических и в сплошных декаэдрических сферических наночастицах. Для моделирования последних было использовано новое решение об упругих полях клиновой дисклинации в упругом шаре. Исследовались случаи ядер в виде сплошного и полого шара, а также в виде полушария, опирающегося на экваториальную плоскость наночастицы. В случае нанопроволок рассматривались сплошные, свободно стоящие цилиндрические нанопроволоки типа «ядро-оболочка» и нанотрубки, внедренные в упругую матрицу. Все перечисленные выше модели предполагали упругую однородность и изотропию композитных наночастиц и нанопроволок. Исследовать влияние различий в упругих модулях ядра и оболочки на критические условия образования петель ДН удалось пока только в рамках приближенных моделей.

Помимо анализа критических условий появления первых петель ДН изучался вопрос о равновесной (оптимальной) плотности этих дефектов в неоднородных кристаллических наноструктурах. Так, для композитной нанопроволоки типа «ядро-оболочка» была найдена равновесная плотность бесконечного периодического ряда

петель ДН, которая хорошо совпадает с результатами прямых экспериментальных наблюдений. Аналогичная задача исследовалась для композитной наночастицы с ядром в виде полушария, опирающегося на экваториальную плоскость наночастицы.

В перечисленных моделях не исследовался сам процесс образования первых ДН, и не рассчитывались энергетические барьеры для их зарождения. В последующих работах были изучены возможные механизмы образования ДН, рассчитаны соответствующие энергетические барьеры, и из сравнения этих барьеров между собой сделаны заключения об относительной предпочтительности тех или иных механизмов релаксации. Так, рассматривались разные механизмы образования прямолинейных ДН на границе раздела в композитном нанослое, содержащем нанопроволоку прямоугольного поперечного сечения, и в цилиндрической нанопроволоке типа «ядро-оболочка» с ядром в виде длинной прямой призмы квадратного сечения, расположенной симметрично относительно цилиндрической поверхности оболочки.

Построенные модели показывают, что сочетание методов классической теории упругости и микромеханики дефектов позволяет адекватно описывать физические механизмы релаксации напряжений несоответствия в рассмотренных кристаллических наногетероструктурах.

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НЕРАВНОВЕСНЫХ СИСТЕМАХ

Зарипов Н.Г.

Уфимский университет науки и технологии, Уфа, Россия

nzaripov@mail.ru

Многие виды обработки материалов (деформационные, термические, термомеханические, различные методы синтеза химических соединений) переводят их в неравновесное структурное состояние. При тепловом воздействии на металлы, сплавы и химические соединения могут образоваться различные пересыщенные твердые растворы, фазы переменного состава, при деформационных видах воздействия формируется повышенная концентрация дефектов кристаллической решетки (большая плотность вакансий, дислокаций, неравновесные границы зерен). Повторный нагрев таких материалов при активизации диффузионных процессов обычно приводит к выделению из пересыщенных твердых растворов избыточных фаз (процесс старения) и переходу материала в равновесное состояние.

Однако и горячая деформация в ряде случаев может способствовать переходу материалов в более равновесное состояние путем развития фазовых превращений в неравновесном состоянии. При этом в некоторых материалах появляется возможность управлять формируемой микроструктурой, тем самым позволяя материалу переходить в новое качество.

Например, карбид титана нестехиометрического состава, полученный методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с последующим горячим деформированием в процессе охлаждения, находится в сильно неравновесном состоянии из-за быстрого охлаждения продуктов реакции. Такой материал является хрупким при низких температурах, его удается деформировать лишь в высокотемпературной области. При горячей пластической деформации в таком материале одновременно развиваются два процесса: динамической рекристаллизации и фазового превращения, что приводит к формированию ультрамелкозернистой микроструктуры и изменению морфологии фаз, микроструктура трансформируется в структуру типа “микродуплекс”. Высокотемпературная пластическая деформация таких фаз переменного состава приводит к изменению их химического и фазового состава, что особенно сильно выражено для материалов, состав которых находится в нижней области гомогенности.

В докладе на основе комплексных микроструктурных исследований показаны закономерности трансформации микроструктуры в фазах переменного состава при высокотемпературной деформации и разработаны структурные методы управления их температурой хрупко-вязкого перехода.

На основании анализа экспериментальных данных предложена модель формирования микроструктуры в фазах переменного состава, учитывающая динамическую рекристаллизацию и изменение фазового состава в результате пластической деформации.

Исследованы высокотемпературные механические свойства и механизмы деформации в нестехиометрическом карбиде титана при формировании зернограницной металлической фазы. Такая металлокерамика проявляет высокую пластичность, не характерную для керамических материалов, а при определенных температурно-скоростных условиях деформации наблюдается переход в сверхпластическое состояние. Так, для соединения $TiC_{0,47}$ со средним размером зерен около 10 мкм при $T=950$ °С и скоростях деформации $10^{-3} \dots 10^{-4}$ с $^{-1}$ значение коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения достигает 0,4, наблюдается установившаяся стадия деформации, деформация до разрушения при осадке составляет более 80%.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ДИСПЕРСИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В ВОЛЬФРАМЕ

Казаков А.М.¹, Шарапова Ю.Р.¹, Корзникова Е.А.^{1,2,3}

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова,
Якутск, Россия

³Академия наук Республики Башкортостан, Уфа, Россия

E-mail: elena.a.korznikova@gmail.com

В металлургии высокую прочность конструкционных материалов можно обеспечить через различные методы упрочнения, такие как упрочнение твердым раствором, дислокационное упрочнение и фазовые превращения. Одним из самых эффективных способов является дисперсионное упрочнение, при котором осажденные фазы, часто представляющие собой интерметаллиды, некогерентные с основной матрицей, создают наибольшее сопротивление движению дислокаций. Это приводит к значительному упрочнению материала. Однако, вместе с повышением прочности, выделение дисперсных частиц может вызвать нежелательное охрупчивание, что представляет риск при эксплуатации материалов в экстремальных условиях.

Вольфрам является основным металлом, используемым в условиях облучения и других экстремальных воздействий. Под действием облучения вольфраму свойственно формирование различных дефектов, таких как поры, дислокационные петли и твердодисперсные фазы. Взаимодействие дислокаций с этими дефектами изучено недостаточно, что делает дальнейшие исследования в этой области весьма актуальными и значимыми.

В данной работе исследуется влияние температуры, формы и размера различных интерметаллидных фаз системы W-Re (ОЦК, сигма, хи и ГПУ), а также размера пор на механические свойства вольфрама с помощью метода классической молекулярной динамики. Данная методика уже не раз успешно была апробирована при исследовании различных условий воздействия на кристаллическую решетку – от армирования углеродными нанотрубками [1] до изучения краудионов [2].

Результаты показали, что дислокация перерезает поры любого размера в исследуемом интервале температур (600 – 1400 К). Поры вносят наибольший вклад в упрочнение вольфрама, а критическое напряжение сдвига, необходимое для перерезания поры, зависит от размера дефекта как корень из диаметра поры. Было определено, что при многократном взаимодействии дислокации с порой краевая дислокация начинает выгибаться из плоскости скольжения за счет поглощения вакансий из поры. Влияние температуры на динамику данного взаимодействия невелико, но при более высокой температуре перерезать пору легче, чем при более низкой температуре.

При изучении взаимодействия дислокации с интерметаллидными включениями размеры и формы частиц были выбраны согласно экспериментальным данным и работе, выполненной в молекулярной статике [3]. Были рассмотрены цилиндрические и сферические фазы, которые являлись когерентными и некогерентными по отношению к основной матрице вольфрама. К числу когерентных фаз относятся сферические и цилиндрические частицы ОЦК фазы, которые были получены путем замены атомов вольфрама на атомы рения в определенном соотношении (50 и 75%). Сигма-фаза представляет собой сверхструктуру L_{10} на основе ГЦК решетки со стехиометрией WRe. Хи-фаза является сверхструктурой L_{12} на основе ОЦК решетки со стехиометрией WRe₃. ГПУ фаза полностью состоит из атомов рения.

Анализируя полученные результаты, выяснилось, что ОЦК фаза представляет собой слабое препятствие для движения дислокации. При этом увеличение содержания рения в частице вносит больший вклад в упрочнение, чем увеличение размера самой частицы.

При введении сигма-фазы в матрицу вольфрама вокруг частиц формируется большое количество дислокаций несоответствия, которые также вносят свой вклад в упрочнение. За счет них сигма-фаза является наиболее прочным препятствием для краевой дислокации. Дислокации несоответствия также оказали влияние на механизм взаимодействия – краевая дислокация не перерезает сферическую сигма-фазу, а преодолевает ее по механизму Орована; во всех других случаях краевая дислокация перерезает как когерентные, так и некогерентные частицы.

Несмотря на то, что хи- и ГПУ фазы также являются некогерентными основной матрице вольфрама, вокруг них формируется лишь небольшое количество дислокаций несоответствия. Поэтому их вклад в упрочнение определяется лишь формой и размером, а также содержанием рения. Увеличение размера частицы приводит к росту величины критического напряжения сдвига, так же, как и количество рения в интерметаллиде, поэтому ГПУ фаза немного прочнее, чем хи-фаза. Для перерезания цилиндрического дефекта требуется большее напряжение, чем для перерезания сферического, что объясняется тепловыми флуктуациями атомов и возможность смещения линии движения дислокации от экватора сферической фазы.

Полученные результаты улучшают наше понимание механического поведения радиационно-облученного материала, что является ценным знанием при проектировании и эксплуатации термоядерных реакторов.

Благодарность

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания Уфимского университета науки и технологий (№ 075- 03-2024-123/1) молодежной исследовательской лаборатории “Металлы и сплавы в условиях экстремальных воздействий”.

Список литературы

1. У.И. Янковская, П.В. Захаров, Устойчивость к нагреву кристалла платины, армированного углеродными нанотрубками, *Materials. Technologies. Design.* 3(4) (2021) 64–67.
2. I.D. Kolesnikov, I.A. Shepelev, Excitation and propagation of 1-crowdion in bcc niobium lattice, *Materials. Technologies. Design.* 4(1) (2022) 5–10.
3. G. Bonny, A. Bakaev, D. Terentyev, Assessment of hardening due to non-coherent precipitates in tungsten-rhenium alloys at the atomic scale, *Sci. Rep.* 9 (2019) 16215.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА И ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Тюрков М.Н.¹, Линдеров М.Л.¹,
Фесенюк М.В.³, Матчин А.А.⁴, Стадников А.А.⁴, Носов Е.В.⁴

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

³АО «ПО «Стрела», Оренбург, Россия

⁴Оренбургский государственный медицинский университет, Оренбург, Россия

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

Титан Grade4 в КЗ состоянии исследовали после гомогенизационного отжига горячекатаных заготовок. УМЗ структура титана была получена путем РКУП-конформ при температуре 250 °С (маршрут Вс, n=6). Тонкую структуру УМЗ титана исследовали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEM-6390 и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100. Испытания материалов на твердость проводили на твердомере ТН 3004; статическое растяжение образцов и медицинских пластин – на универсальной испытательной машине Н50КТ; испытания цилиндрических образцов и винтов на кручение – на установке КТС 403-20-0,5. Усталостные испытания образцов и медицинских изделий, а также испытания образцов на статическую трещиностойкость (K_{1C}) были проведены на установке Instron 8802. Для микрофрактографических исследований всех изломов использовали РЭМ JCM-6000 фирмы JEOL.

Испытания на биосовместимость изделий из КЗ и УМЗ титана и изделий фирмы ООО «Conmet» были проведены на кроликах и включали в себя: сравнительные рентгенологические, морфологические исследования, в том числе, с использованием конфокальной сканирующей микроскопии (КСМ), а также иммуногистохимические исследования воздействия на процессы репаративного гистогенеза в области перелома нижней челюсти и модели дентальной имплантации кролика.

В ходе исследований были сделаны выводы:

1. Проведенные исследования показали, что УМЗ титан Grade4 является перспективным материалом по сравнению с КЗ титаном для изготовления медицинских изделий различного назначения, испытывающих в процессе эксплуатации разнообразные статические и циклические нагрузки.

2. Медицинские изделия (пластины и винты), изготовленные из УМЗ титана, обладают более высокими прочностными свойствами при различных видах нагружения по сравнению с изделиями, изготовленными из КЗ титана и изделиями фирмы ООО «Conmet».

3. Медицинские изделия из УМЗ титана обладают лучшей биосовместимостью по сравнению с изделиями фирмы ООО «Conmet». Иммуногистохимические исследования показали, что использование для изготовления медицинских имплантатов из УМЗ титана Grade4 оказывает оптимизирующее влияние на репаративный остеогенез. Механизм этого влияния определяется, по-видимому, наличием остеоинтеграционных свойств УМЗ титана.

4. Подготовлены проекты документов для регистрации медицинских изделий из УМЗ титана.

Благодарность

Работа была выполнена при финансовой поддержке гранта РФ (междисциплинарные проекты № 20-69-47059 и № 20-63-47027).

РАЗРАБОТКА РЕМОНТНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА ЗАРУБЕЖНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Криони Н.К., Сулейманова В.Ю., Савенко Д.С.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
savenko.daniil@bk.ru

Финишная обработка деталей имеет большое значение для улучшения качества и внешнего вида продукции. Полировка придаёт изделиям привлекательный блеск и делает их поверхность гладкой перед нанесением покрытия. Однако существующие методы финишной обработки не лишены недостатков, снижающих их эффективность. Например, химическая обработка может быть неравномерной и неэкологичной. Абразивные методы не всегда обеспечивают необходимое качество поверхности, особенно для деталей, подвергающихся высоким нагрузкам. Электрохимические методы, такие как электролитно-плазменная полировка, являются перспективными, но могут оказаться неэффективными для деталей сложной формы, что может привести к неравномерной обработке поверхности и другим проблемам.

Технология «DryLyte» предлагает новый подход к улучшению качества металлических поверхностей. Она использует сухое электрохимическое шлифование и полировку, при которой ионы металла перемещаются через твёрдые тела без применения жидкого электролита. Особенность этой технологии заключается в сохранении первоначальной геометрии изделий, включая острые края и углы, в отличие от традиционных методов полировки. Благодаря этому методу все поверхности деталей обрабатываются качественно, вне зависимости от их сложной структуры. Перед началом нанесения покрытия, шероховатость поверхности детали должна находиться в пределах от $\nabla 8$ ($Ra = 0,4$ мкм) до $\nabla 9$ ($Ra = 0,2$ мкм). После проведения механических обработок, деталь приобретает класс чистоты поверхности $\nabla 7$ ($Ra = 0,8$ мкм).

Применение этого метода затруднено из-за сложной формы деталей, например, лопаток газотурбинных двигателей, что может вызвать дефекты из-за непредсказуемого взаимодействия поверхности деталей с гранулами. Чтобы обеспечить равномерную обработку лопаток и предотвратить нестабильность, нужно определить оптимальное положение, траекторию инструмента и параметры обработки на станке (количество оборотов, напряжение и силу тока). Подбор этих параметров — сложный процесс, требующий множества экспериментов и временных затрат. Численное моделирование на базе математических моделей может существенно снизить затраты на разработку технологии СЭП обработки деталей с использованием цеолитовых гранул.

СЭП гарантирует равномерную обработку поверхности, не меняя её структуру и механические свойства, сохраняя при этом изначальную форму изделия, включая острые края. Этот эффект достигается благодаря частичному контакту поверхности детали с ионообменными гранулами, в отличие от методов ЭХП и ЭПП, где деталь полностью погружается в электропроводящую среду (рис. 1). СЭП также позволяет одновременно обрабатывать множество изделий разных форм и размеров, которые помещаются в ёмкость. Процесс исключает образование оксидных или адгезионных плёнок на материале и других дефектов, возникающих при других методах полировки. Обработка происходит при комнатной температуре без изменения условий. Этот метод абсолютно безопасен для здоровья и считается наименее энергозатратным по сравнению с известными ЭХП и ЭПП. Однако степень отделки зависит от исходной шероховатости поверхности. Деталь должна быть предварительно обработана механическим фрезерованием, но СЭП также подходит для использования после литья.

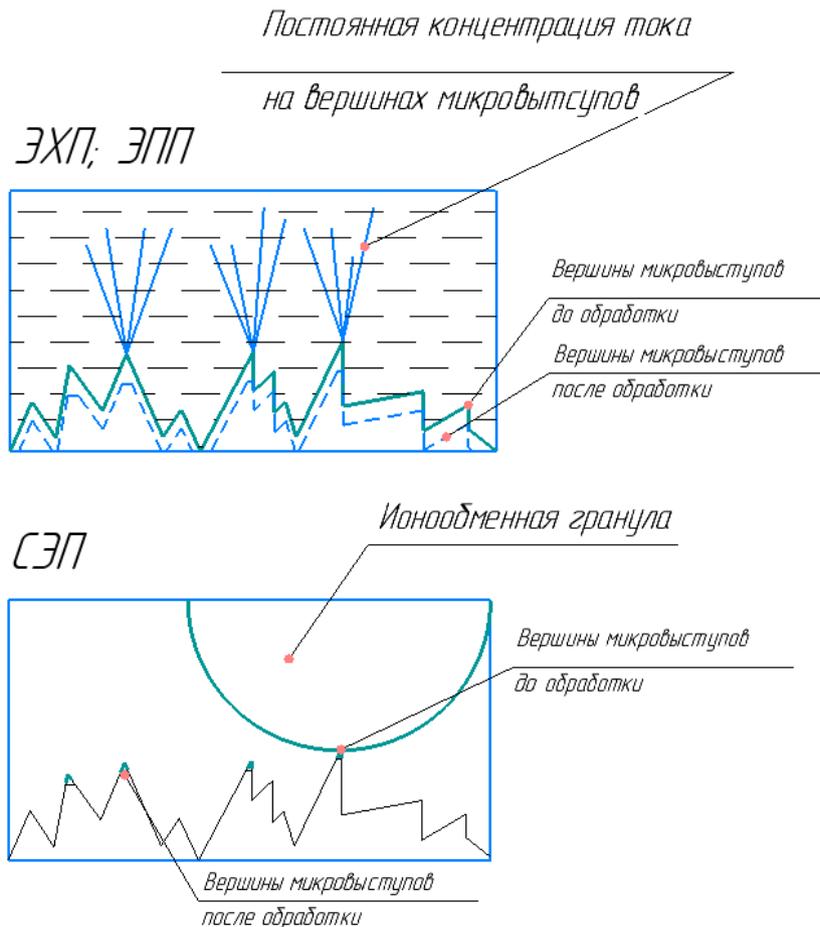


Рис. 1 Схемы обработки

Таким образом, СЭП может обеспечить нужную шероховатость даже после грубой механической обработки, но времени на это потребуется больше.

Список литературы

1. Шеметев Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение. Учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов» Часть I (Электронный ресурс) Санкт-Петербург, 2012. – 4 с.
2. Иноземцев А.А., Сандрацкий В.Л. Газотурбинные двигатели. ОАО «Авиадвигатель», г. Пермь, 2006. – 971 с.
3. Грилихес С.Я. Электрохимическое и химическое полирование: Теория и практика. Влияние на свойства металлов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отделение, 1987. – 4 с.
4. Производство газотурбинных двигателей. Под ред. М.Ф. Идзона. – М.: Машиностроение, 1966. – 472 с.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСА НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕДИ

Корзникова Е.А.^{1,2}, Моркина А.Ю.^{1,3}, Таров Д.В.¹, Дмитриев С.В.^{3,4}

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Академия наук Республики Башкортостан, Уфа, Россия

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

⁴Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

E-mail: elena.a.korznikova@gmail.com

В наше время исследования электропластического эффекта (ЭПЭ) привлекают значительное внимание ученых и характеризуются явлением, при котором деформируемость материала повышается при снижении эффективного напряжения при воздействии импульсного электрического тока высокой плотности [1]. Электропластический эффект позволяет деформировать металлы и сплавы при уменьшенных нагрузках, одновременно сводя к минимуму тепловое воздействие на их внутренние структурные свойства [2, 3]. Следовательно, этот прогресс способствует снижению затрат энергии, связанных с изготовлением компонентов, по сравнению с традиционными методами обработки материалов, использующими давление.

В данной работе исследуется влияние длительности электрического импульса на электропластическую деформацию. В качестве образцов были взяты медные проволоки марки М1 длиной 300 мм и диаметром 1 мм. Для создания необходимых растягивающих напряжений на проволоку был подвешен мертвый груз.

Длительность импульса варьировалась с помощью изменения емкости конденсатора. Для эксперимента было выбрано две емкости C_1 и C_2 , которые равны $C/6$ соответственно, где C – это полная емкость конденсатора. Также для каждой емкости конденсатора было выбрано такое напряжение, чтобы при пропускании через образец импульса тока нагрев составлял $25\text{ }^\circ\text{C}$: 60 В для C_1 , и 190 В для C_2 .

Далее через образец пропусклось 15 импульсов тока высокой плотности. Удлинение образца измерялось с помощью микрометра часового типа. Результаты эксперимента приведены на рис. 1, где показана зависимость деформации от номера импульса.

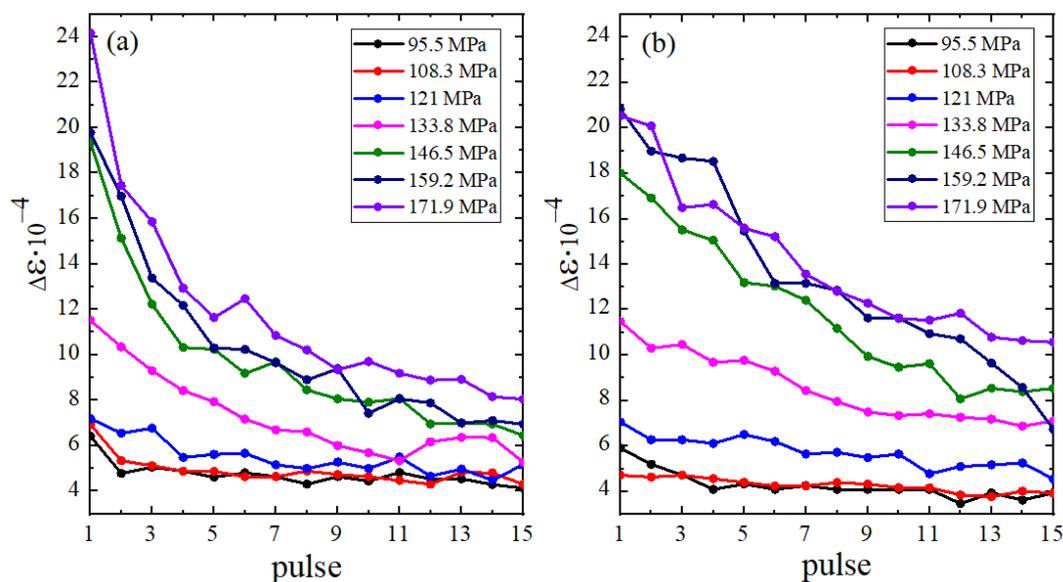


Рис. 1. Зависимость деформации от номера импульса тока при различных растягивающих напряжения с емкостью (а) C_1 и (б) C_2

Видно, что не смотря на одинаковый нагрев образца при пропускании импульсов тока высокой плотности, поведение ЭПЭ было разным. В случае длительных импульсов с емкостью C_1 электропластический эффект быстрее затухал и к последнему импульсу практически исчез. Однако при пропускании коротких импульсов тока ЭПЭ затухает гораздо медленнее. Также можно заметить, что при большей емкости конденсатора пластическая деформация несколько сильнее.

Полученные результаты улучшают наше понимание эффекта электропластичности и влияния на него длительности электрического импульса.

Благодарность

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания Уфимского университета науки и технологий (№ 075- 03-2024-123/1) молодежной исследовательской лаборатории “Металлы и сплавы в условиях экстремальных воздействий”.

Список литературы

1. Stolyarov V., Misochenko A.A. Pulsed Current Application to the Deformation Processing of Material // *Materials*. – 2023. – Vol. 16. – P. 6270. – DOI:10.3390/ma16186270
2. Electroplasticity in AZ31B subjected to short-duration high-frequency pulsed current / J. Zhao, Z. Ren, H. Zhang, G.-X. Wang, Y. Dong, C. Ye / *J. Appl. Phys.* – 2019. – Vol. 125. – P. 185104. – DOI:10.1063/1.5087465
3. Обзор исследований по залечиванию макротрещин в металлах под действием импульсного тока высокой плотности / В.А. Брызгалов, А.Ю. Моркина, Д.У. Абдуллина, А.С. Семенов, П.С. Татаринев, И.А. Якушев, Ю.В., Бебихов, К.В. Кукуджанов, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев // *Materials. Technologies. Design*. – 2024. – Vol. 6. – P. 38–58. – DOI: 10.54708/26587572_2024_621738

ПРОЧНОСТЬ И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Zn-1%Mg И Zn-1%Mg-0,1%Mn ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Мартыненко Н.С.¹, Рыбальченко О.В.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,2}, Лукьянова Е.А.¹, Просвирнин Д.В.¹, Темралиева Д.Р.¹, Андреев В.А.¹, Киселевский М.В.², Добаткин С.В.¹

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

²«НМИЦ Онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия

E-mail: nataliasmartynenko@gmail.com

В настоящее время цинковые сплавы считаются перспективными материалами для изготовления биорезорбируемых имплантатов из-за их хорошей биосовместимости и умеренной скорости деградации [1,2]. Однако основной проблемой этих сплавов являются их низкие прочностные характеристики. Поэтому целью данной работы является исследование влияния ротационнойковки (РК) на микроструктуру, механические свойства, коррозионную стойкость и биосовместимость сплавов Zn-1%Mg и Zn-1%Mg-0,1%Mn (масс.%).

В исходном, отожженном состоянии структура обоих сплавов состоит из зерен α -Zn, окруженных прослойкой фазы толщиной ~ 5 мкм. Размер зерна α -Zn составляет 25 – 30 мкм. При этом, как было показано ранее, зернограничная прослойка является смесью фаз Mg_2Zn_{11} и $MgZn_2$ [3]. После РК в обоих сплавах происходит формирование микроструктуры с вытянутыми вдоль направления деформации зернами α -Zn, шириной ~ 8 мкм, окруженными глобулярными частицами Mg_2Zn_{11} и $MgZn_2$, размером ~ 3 мкм.

Предел прочности и относительное удлинение отожженного сплава Zn-1%Mg составляли 156 ± 3 МПа и $0,2 \pm 0,04\%$ соответственно. Добавка 0,1% Mn в сплав Zn-1%Mg снижает предел прочности до 100 ± 7 МПа, но повышает пластичность до $1,6 \pm 0,4\%$. Измельчение структуры сплавов в процессе РК приводит к росту их прочности и пластичности. В случае сплава Zn-1%Mg после РК предел прочности вырос до 248 ± 9 МПа, а относительное удлинение – до $10,3 \pm 2,0\%$. В то же время РК сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn обеспечивает повышение предела прочности до 295 ± 4 МПа, что на 15-20% выше значения прочности деформированного сплава Zn-1%Mg. Однако, в то же время РК уменьшает пластичность сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn по сравнению со сплавом Zn-1%Mg примерно вдвое, до $4,5 \pm 0,8\%$, но повышает ее относительно исходного состояния (см. таблицу 1).

Таблица 1. Механические характеристики сплавов на основе Zn

Материал	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Zn-1%Mg	Отожженное	153 ± 7	156 ± 3	$0,2 \pm 0,04$
	РК	223 ± 23	248 ± 9	$10,3 \pm 2,0$
Zn-1%Mg-0,1%Mn	Отожженное	95 ± 3	100 ± 7	$1,6 \pm 0,4$
	РК	274 ± 8	295 ± 4	$4,5 \pm 0,8$

Разрабатываемые сплавы являются материалами медицинского направления, поэтому также проводились исследования усталостной прочности и коррозионной стойкости (рис. 1). Было показано, что РК обоих сплавов приводит к удвоению предела выносливости (с 65 МПа для отожженного сплава Zn-1%Mg до 130 МПа для обоих сплавов после РК). При этом РК не приводит к изменению коррозионного потенциала исследуемых сплавов, но снижает скорость электрохимической коррозии сплавов.

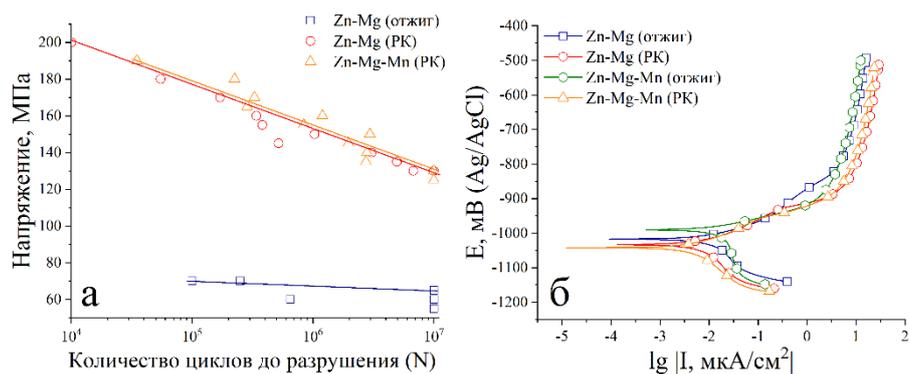


Рис. 1. Усталостная прочность (а) и потенциодинамические кривые (б) сплавов до и после РК
 Для проверки биосовместимости *in vivo* образцы сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn после РК помещали под кожу мышей и непосредственно в кость (рис.2).



Рис. 2. Исследование костной имплантации сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn после РК

Морфологию тканей мышей в зоне контакта с образцами сплава изучали через 14 дней после имплантации. Значительное скопление клеток наблюдалось в месте контакта образцов с тканями животных. Эта клеточная инфильтрация отражает развитие ответа иммунной системы на внедрение инородных предметов. Клетки иммунной системы способствуют выделению ферментов и свободных радикалов кислорода, которые приводят к рубцеванию и заживлению дефекта. Эти клетки также переносят продукты биодеградации сплава. Поэтому со временем продукты деградации обнаруживаются не только на поверхности имплантата, но в окружающие тканях. Результаты имплантации деформированного сплава в бедренную кость крысы были получены на 30^{ые} сутки. В этом случае также не отмечено признаков острого воспаления или отторжения имплантата. Через 30 дней в месте перелома обнаружено образование новообразованной костной ткани, что свидетельствует о том, что имплантаты не препятствуют росту кости. Также стоит отметить, что за весь период имплантации ни один из штифтов ($\varnothing \approx 1$ мм; $l \approx 5$ мм, $n = 5$) не вышел из строя.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-13-00024).

Список литературы

1. Zinc based biodegradable metals for bone repair and regeneration: Bioactivity and molecular mechanisms / P. Li, J. Dai, Y. Li, D. Alexander, J. Čapek, J. Geis-Gerstorfer, G. Wan, J. Han, Z. Yu, A. Li // Mater. Today Bio. – 2024. – Vol. 25. – P. 100932. – <https://doi.org/10.1016/j.mtbio.2023.100932>.
2. Research status and future prospects of biodegradable Zn-Mg alloys / C. Ji, A. Ma, J. Jiang, D. Song, H. Liu, S. Guo // J. Alloys Compd. – 2024. – Vol. 993. – P. 74669. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.174669>.
3. Bioactivity features of a Zn-1%Mg-0.1%Dy alloy strengthened by equal-channel angular pressing / N. Martynenko, N. Anisimova, M. Shinkareva, O. Rybalchenko, G. Rybalchenko, M. Zheleznyi, E. Lukyanova, D. Temralieva, A. Gorbenko, A. Raab, N. Pashintseva, G. Babayeva, M. Kiselevskiy, S. Dobatkin // Biomimetics. – 2023. – Vol. 8. – P. 408. – <https://doi.org/10.3390/biomimetics8050408>.

ПОЛУЧЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-FE С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДВУХЭТАПНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Медведев А.Е.¹, Жукова О.О.¹, Мурашкин М.Ю.¹

¹ Уфимский университет науки и технологий, НИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфа, Россия
medvedevandreyrf@gmail.com

Использование меди и медных сплавов в качестве материалов для электропроводников ограничено их стоимостью и массой, вследствие чего алюминиевые сплавы, имеющий электропроводность в диапазоне 50-64% IACS представляется привлекательной альтернативой. Данное исследование посвящено анализу свойств проволок из сплавов системы Al-Fe и Al-Fe-Cu, полученных непрерывным литьем в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). Химический состав материалов исследования приведен в Таблице 1.

Проволоки из материалов исследования были получены двухэтапной деформационной обработкой, включающей равноканальное угловое прессование (РКУП) при комнатной температуре и последующее холодное волочение (ХВ).

Таблица 1

Химический состав сплавов системы Al-Fe					
Сплав\Элемент, вес. %	Cu	Fe	Si	Σ (Mn, Cr, Zn)	Al
Al-0,5Fe	-	0,50	0,04	0,01	Ост.
Al-0,5Fe-0,3Cu	0,30	0,50	0,02	0,01	Ост.
Al-1,7Fe	-	1,65	0,04	0,01	Ост.

Известно, что литье в ЭМК, в ходе которого реализуются скорости кристаллизации более 10^3 К/с, приводит к образованию в исходных полуфабрикатах в виде тонких прутков, равномерно распределенных в алюминиевой матрице дисперсных интерметаллидных частиц [1–3]. С учетом того, что растворимость в твердом состоянии основного легирующего элемента сплавов Al-Fe – железа, близка к нулю, такие особенности микроструктуры должны обеспечить высокую прочность при повышенной электрической проводимости и термостойкости.

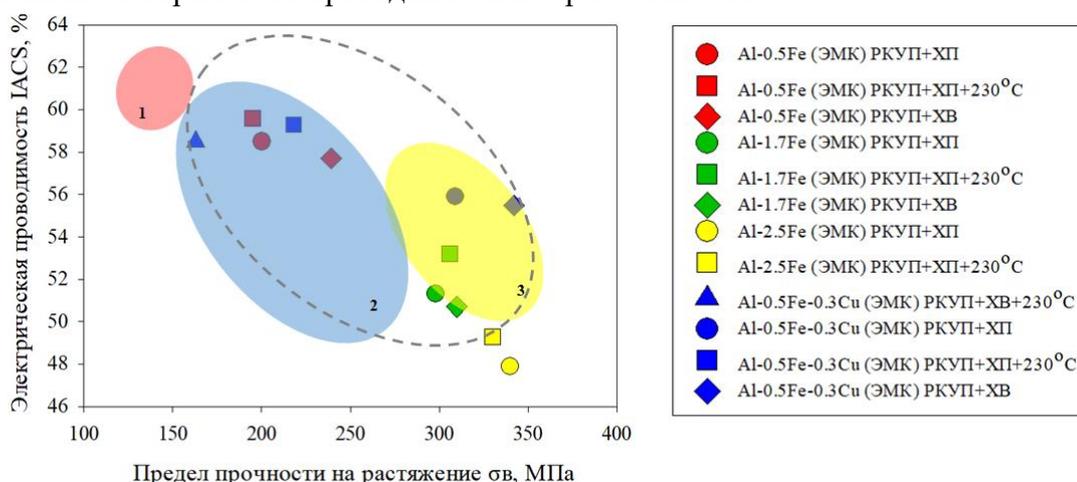


Рис. 1. Сочетание «прочность-электропроводность» проволоки из сплавов системы Al-Fe и Al-Fe-Cu полученных литьем в ЭМК в сравнении с коммерчески используемыми сплавами на основе алюминия: 1 - С.Р.А1 (1000 серия) [ГОСТ 13843-2019], 2 - Al-Zr (АТ1-АТ4) [ПЕС 62004:2007], 3 - Al-Mg-Si (6000 серия) [EN 50183:2002]

В результате обработки РКУП с последующим ХВ из литых прутков были получены образцы проволоки диаметром 3мм. Анализ совокупности

экспериментальных результатов и их сопоставление с ранее полученными данными [4, 5] показал, что применение литья в ЭМК в сочетании с двухэтапной деформационной обработки позволило достичь в образцах проволок уникального комплекса физико-механических свойств (Рис. 1) за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и измельчения частиц фазы Al_2Fe до нанометрических размеров.

Сформированная после РКУП-К и ХВ микроструктура позволяет достичь в проволоке из сплавов Al-0,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-1,7Fe предела прочности от 230 МПа до 350 МПа и электропроводности от 56%IACS до 58%IACS. Кроме того, проволока, полученная из сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe демонстрирует высокую термостойкость и возможность ее длительной (до 36 лет) эксплуатации при температуре 150°C (согласно международному стандарту IEC 62541:2023). Прочность и электропроводность проволоки из сплавов Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-1,7Fe сопоставимы со свойствами проволоки из наиболее прочных на сегодня, проводниковых сплавов Al-Mg-Si серии 6000 (Рис. 1), заметно превышая их по уровню термостойкости.

Как видно из Рис. 1, проволоки из сплавов Al-0,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-1,7Fe, полученные как обычным ХВ, так и двухэтапной деформационной обработкой, включающей РКУП-К, по сочетанию прочности и электропроводности попадают в область рекомендуемых значений (согласно международным стандартам IEC 62641:2023 и EN 50183:2022) и могут помимо сплавов 6000 серии успешно заместить, широко используемые в электротехнике более дорогие в производстве термостойкие сплавы систем Al-Zr и Al-PЗМ.

Благодарность

Авторы выражают особую благодарность проф. Тимофееву В.Н. и Моткову М.М., а также всему коллективу ООО НПЦ Магнитной гидродинамики (г. Красноярск) за предоставление материалов исследования. Авторский коллектив выражает благодарность ЦКП «Нанотех» УУНиТ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-10133, <https://rscf.ru/project/20-79-10133/>.

Список литературы

1. Structure and properties of Al–0.6 Wt.%Zr wire alloy manufactured by direct drawing of electromagnetically cast wire rod / Belov N, Murashkin M, Korotkova N, Akopyan T, Timofeev V // *Metals*. – 2020 - Vol.10 – P.1-11. - <https://doi.org/10.3390/met10060769>.
2. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr(Fe,Si) wire alloy / Belov N, Korotkova N, Akopyan T, Pesin A // *J Alloys Compd.* – 2019 - Vol. 782 – P.735-746. - doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.240.
3. New in-situ Al matrix composites based on Al-Ni-La eutectic / Akopyan T, Belov N, Naumova E, Letyagin N // *Mater Lett.* – 2019 – Vol. 245 – P.110-113. - doi.org/10.1016/j.matlet.2019.02.112.
4. On the effect of ECAP and subsequent cold rolling on the microstructure and properties of electromagnetically cast Al–Fe alloys / Medvedev A., Zhukova O., Kazykhanov V., Shaikhulova A., Enikeev N., Timofeev V., Murashkin M. // *Int. J. of Light. Mat. and Manuf.* – 2022 – Vol. 5 – P. 484–495. - doi.org/10.1016/j.ijlmm.2022.06.001.
5. The mechanical properties, electrical conductivity, and thermal stability of a wire made of Al–Fe alloys produced by casting into an electromagnetic crystallizer / Medvedev A, Zhukova O, Fedotova D, Murashkin M. // *Front. Mat. And Tech.* – 2021 – Vol. 3 – P. 96-105. - [doi: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105)

СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ С МЕДНОЙ ОБОЛОЧКОЙ И СЕРДЕЧНИКОМ ИЗ СПЛАВА $Al-0.5Fe-0.3Cu$, ПОЛУЧЕННОГО ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

Медведев А.Е.¹, Жукова О.О.¹, Медведев Е.Б.²

¹ Уфимский университет науки и технологий, НИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, кафедра материаловедения и физики металлов, Уфа, Россия

medvedevandreyrf@gmail.com

Использование биметаллических медноалюминиевых проводников имеет ряд преимуществ перед монопроводниками. Они легче и дешевле, чем медные, и в то же характеризуются повышенными прочностью и электропроводностью относительно алюминиевых. Традиционно в качестве сердечника в таких проводниках используется технически чистый алюминий, однако, он отличается низкой термической термостабильностью. В данной работе в качестве сердечника был использован термически стабильный сплав $Al-0.5Fe-0.3Cu$, полученный литьем в электромагнитный кристаллизатор. Литье в ЭМК, в ходе которого реализуются скорости кристаллизации более 10^3 К/с, приводит к образованию в объеме изделий равномерно распределенных интерметаллидных частиц [1–3]. С учетом того, что растворимость легирующих элементов в данной системе близка к нулю, такие особенности микроструктуры должны обеспечить высокую прочность при повышенной электрической проводимости.

Образцы биметаллической проволоки были получены совместным волочением алюминиевой проволоки, помещенной в трубку из меди марки М2. Это традиционный метод получения подобных проволок, хотя существуют и альтернативные методы [4,5]. После волочения до диаметра 3 мм произошло механическое соединение медного и алюминиевого слоев (Рис. 1 а). Доля меди в сечении составила 36%. Для снятия наклепа был произведен отжиг проволоки при $300^\circ C$ в течение 1 ч. Температурный режим отжига был выбран так, чтобы максимально снять наклеп и обеспечить рост электропроводности проволоки, при этом не снизив ее пластичность за счет образования интерметаллидов на границе медь-алюминий.

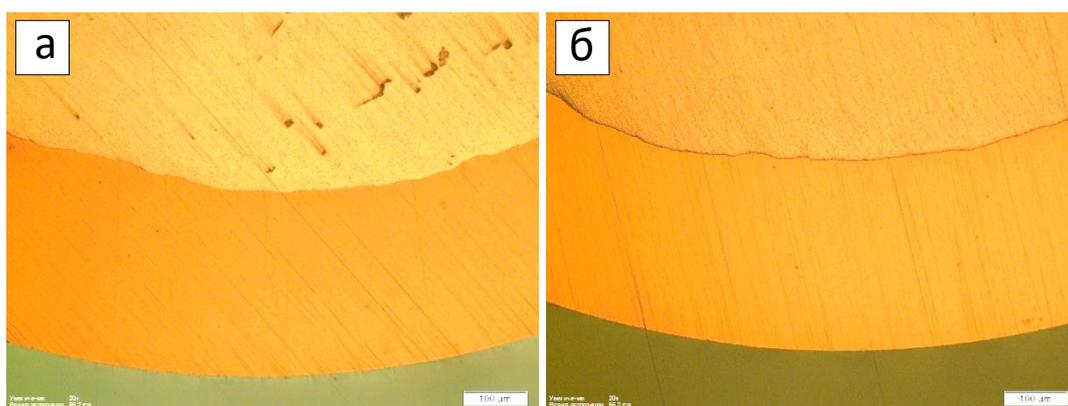


Рис. 1. Оптическая металлография поперечного сечения проволоки сплава $Al-0.5Fe-0.3Cu$, покрытого медью до (а) и после отжига (б).

В Таблице 1 приведены результаты анализа физико-механических свойств исследуемых сплавов. Видно, что проволока из исследуемого сплава характеризуется высокой прочностью и электропроводностью, но относительно низкой пластичностью. Омедненная проволока аналогичного диаметра характеризуется повышенной

прочностью и электропроводностью, но крайне низкой пластичностью. Отжиг омедненной проволоки, хоть и привел к разупрочнению проволоки до уровня холодноволооченной проволоки, но также значительно повысил пластичность и электропроводность.

Таблица 1. Физико-механические свойства проволок из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu

Образец	Механические свойства			Электрические свойства
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	IACS, %
Al-0,5Fe-0,3Cu литой	72±8	106±4	33,7±6,5	56,1±0,4
Al-0,5Fe-0,3Cu холодноволооченный	234±2	261±1	2,3±0,4	55,8±0,5
Al-0,5Fe-0,3Cu омедненный	340±11	360±12	0,5±0,1	65,4±0,3
Al-0,5Fe-0,3Cu омедненный + 300°C, 1ч	216±5	250±6	7,0±0,3	68,0±0,4
Al-10%Cu холодноволооченный	-	110-205	>1%	>62,9%
Al-10%Cu отожжённый	-	135-170	>5-15%	>62,9%
Al-15%Cu холодноволооченный	-	110-205	>1%	>64,4%
Al-15%Cu отожженный	-	135-170	>5-15%	>64,4%

Для сравнения в Таблице 1 приведены данные для коммерчески реализуемых проволок с долей меди в сечении 10% и 15%. Как видно, полученные в ходе исследования проволоки в отожженном состоянии значительно превосходят как проволоки с 10% меди в сечении, так и с 15%.

Благодарность

Авторы выражают особую благодарность Трофимову В.Н., Моткову М.М. и всему коллективу ООО НПЦ Магнитной гидродинамики (г. Красноярск) за предоставление образцов исследования. Авторский коллектив выражает благодарность ЦКП «Нанотех» УУНиТ.

Список литературы

1. Structure and properties of Al-0.6 Wt.%Zr wire alloy manufactured by direct drawing of electromagnetically cast wire rod / Belov N, Murashkin M, Korotkova N, Akopyan T, Timofeev V // Metals. – 2020 - Vol.10 – P.1-11. - <https://doi.org/10.3390/met10060769>.
2. Phase composition and mechanical properties of Al-1.5%Cu-1.5%Mn-0.35%Zr(Fe,Si) wire alloy / Belov N, Korotkova N, Akopyan T, Pesin A // J Alloys Compd. – 2019 - Vol. 782 – P.735-746. - doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.240.
3. New in-situ Al matrix composites based on Al-Ni-La eutectic / Akopyan T, Belov N, Naumova E, Letyagin N // Mater Lett. – 2019 – Vol. 245 – P.110-113. - doi.org/10.1016/j.matlet.2019.02.112.
4. Microstructure and properties of the Al-0,5 wt.% Fe alloy wire, copper-clad by electrochemical deposition / Medvedev A, Kiryanova K, Medvedev E, Gorbakov M, Motkov M // Int. J. of Light. Mat. and Manuf. – 2024 – pre-print - <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.08.001>.
5. The mechanical properties, electrical conductivity, and thermal stability of a wire made of Al-Fe alloys produced by casting into an electromagnetic crystallizer / Medvedev A, Zhukova O, Fedotova D, Murashkin M. // Front. Mat. And Tech. – 2021 – Vol. 3 – P. 96-105. - [doi: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-1Zn И Mg-1Zn-0,3Ca

Мифтахов Д.Т.¹, Воробьёв Е.В.¹, Гареев А.И.¹, Дьяконов Г.С.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

E-mail: danil.miftahow@yandex.ru

Магний и его сплавы благодаря малому весу и относительно высокой удельной прочности востребованы в качестве конструкционных материалов в космической, авиационной и автомобильной промышленности. Актуально применение магния в медицинской промышленности обусловлено тем, что магний является биосовместимым материалом, а также одним из важных элементов для организма [1]. Использование магниевых сплавов в качестве материалов для имплантатов может обеспечивать регенерацию костной ткани и постепенное растворение конструкции имплантата в жидкостях человеческого организма [2-3]. Однако для работы имплантата в условиях знакопеременных и динамических нагрузок есть необходимость повышения прочностных свойств магниевых сплавов.

Достичь повышения механических свойств возможно методами термической и деформационно-термической обработки. В данной работе были использованы относительно новые магниевые сплавы. Целью данной работы являлось установление влияния режимов гомогенизационного отжига на структуру и механические свойства магниевых сплавов Mg-1Zn-0,05Ca и Mg-1Zn-0,3Ca

В качестве материала исследования были выбраны два магниевых сплава Mg-1Zn-0,05Ca (сплав 5) и Mg-1Zn-0,3Ca (сплав 30) в литом состоянии. Термическая обработка (ТО) проводилась при температуре 450°C с временем выдержки 4, 8, 12 и 24 часа с охлаждением на воздухе. 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».

После проведения термической обработки сплава 5 наблюдается рост среднего размера зерна с повышением времени выдержки, особенно после выдержки в течение 12 часов. На рис. 1 приведена микроструктура после проведения отжигов длительностью 4-24 часа.

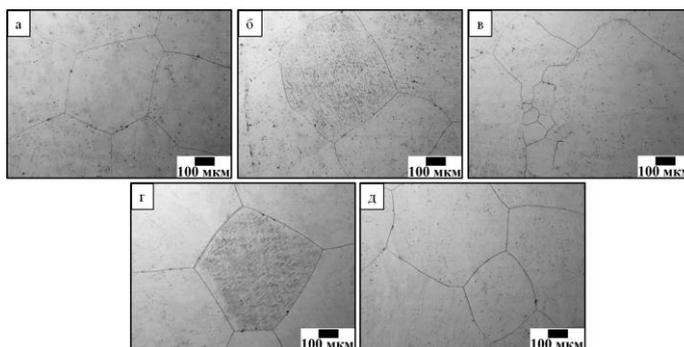


Рис. 1. Микроструктура сплава 5; а – литой; б – отжиг 4 ч; в – отжиг 8 ч; г – отжиг 12 ч; д – отжиг 24 ч

Для сплава 30 наблюдается другая картина: проведение термической обработки приводит к небольшому увеличению размера зерна после выдержки 4, 8 и 12 часов. Дальнейшее увеличение времени выдержки ТО приводит к стремительному росту среднего размера зерна. На рис. 2 мы можем наблюдать микроструктуру после проведения термической обработки. На рис. 3 а приведен график изменения среднего размера зерна после термической обработки для сплава 5 и сплава 30.

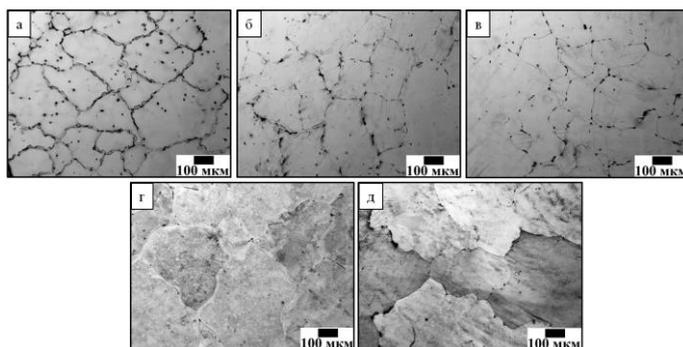


Рис. 2. Микроструктура сплава 30; а – литой; б – отжиг 4 ч; в – отжиг 8 ч; г – отжиг 12 ч; д – отжиг 24 ч

Были проанализированы механические свойства сплавов после отжигов. На рис. 3б и на рис. 3в приведен график кривых растяжения сплава 5 и сплава 30 в литом состоянии и после ТО с различной длительностью выдержки.

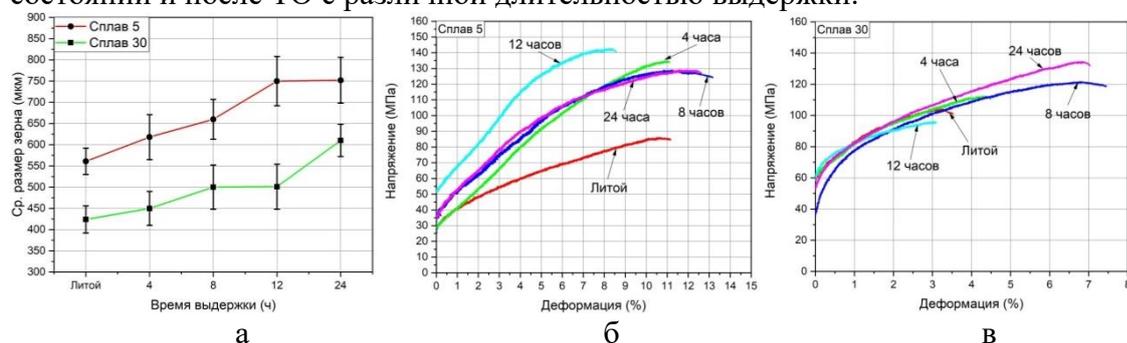


Рис. 3. График изменения среднего размера зерна после ТО для сплава 5 и сплава 30 (а); Кривые растяжения в литом состоянии и после отжигов; сплав 5 (б), сплав 30 (в)

Проведение отжига сплава 5 в течение 4 часов приводит к повышению механических свойств относительно литого состояния почти в 2 раза. Дальнейшее увеличение длительности выдержки не приводит к существенным изменениям прочностных характеристик ($\sigma_{\text{в}}=130-140$ МПа), однако наблюдается изменение пластичности. Так пластичность после 8 часов выдержки вырастает до 13%, после 12 часов падает до 8%, а после 24 часов достигает 12,5%. Оптимальные механические характеристики достигаются после отжига с длительностью выдержки 8 часов ($\sigma_{\text{в}}=130$ МПа, $\delta=13,2\%$).

В сплаве 30 отжиг при времени выдержки 4 часа и 12 часов не приводит к существенным изменениям механических свойств по сравнению с литым образцом. Выдержка при 8 часах и 24 часах приводит к повышению пластичности сплава более чем в 2 раза по сравнению с литым образцом и небольшому увеличению прочности. Механические характеристики после 8 часов составили $\sigma_{\text{в}}=120$ МПа, $\delta=7,5\%$, после 24 часов выдержки $\sigma_{\text{в}}=135$ МПа, $\delta=7\%$. Оптимальным временем проведения ТО является 8 часов, в связи с увеличением пластичности.

Благодарность

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 23-79-00074. <https://rscf.ru/project/23-79-00074/>

Список литературы

1. Y.F. Zheng, X.N. Gu, F. Witte, Biodegradable metals, Materials Science & Engineering R-Reports 77 (2014) 1-34.
2. D. Zhao, F. Witte, F. Lu, J. Wang, J. Li, L. Qin, Current status on clinical applications of magnesium-based orthopaedic implants: A review from clinical translational perspective, Biomaterials 112 (2017) 287-302.
3. J.H.F. de Baaij, J.G.J. Hoenderop, R.J.M. Bindels, Magnesium in man: implications for health and disease, Physiological Reviews 95(1) (2015) 1-46.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МА14 С ЦИНКОВЫМ ПОКРЫТИЕМ

Нугаманов Ф.В., Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д.

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
nugamanovflyur@yandex.ru

Актуальной проблемой медицины в настоящий момент является ускоренное восстановление пациентов после хирургических вмешательств. В случаях, когда для лечения кости требуется операция по установке имплантата, эту проблему могут решить биорезорбируемые имплантаты. Они обладают способностью постепенно растворяться в организме человека без токсического воздействия и снижают риск возникновения воспалительной реакции, которая может возникать при использовании традиционных имплантатов. Магниевого сплавы широко известны как перспективные материалы для изготовления биорезорбируемых имплантатов. Однако данный металл подвержен ускоренной коррозии и не способен образовать устойчивую пассивирующую пленку, которая в достаточной мере защищала бы металл от разрушения. Для сохранения целостности на изделие наносится покрытие, которое также поможет обеспечить улучшенную остеоинтеграцию. Научным сообществом разрабатываются различные типы покрытий [1], однако еще не предпринимались попытки использовать чистый цинк в качестве мишени при нанесении покрытия.

В данной работе исследован биорезорбируемый сплав МА14 с покрытием из чистого цинка, нанесенным методом магнетронного распыления в вакууме. Цель работы изучить влияние цинкового покрытия, нанесенный при разных режимах, на коррозионную стойкость магниевого сплава.

Нанесение покрытия осуществлялось при напряжениях смещения 0В, 50В и 100В, с мощностью магнетрона при распылении 0,3 кВт. Напыление покрытия производилось при ассистировании источником газовой плазмы "ПИНК".

Химический состав покрытия и исследования его толщины проводили на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV. Коррозионные испытания проводились на специальной установке по сбору выделившегося водорода, что позволило вычислить скорость коррозии по объёму выделившегося водорода. Во время испытаний pH среды поддерживалось на уровне 7,2–7,8 путем регулярной замены раствора в ячейке ёмкостью 1 литр. Исследование проводилось при комнатной температуре в растворе Рингера. Очистку поверхности образца от продуктов коррозии осуществляли по завершении эксперимента в растворе оксида хрома VI с применением ультразвуковой ванны. Глубину коррозионных повреждений изучали на сканирующем зондовом микроскопе nt-mdt integra primas.

Благодарность

Работа выполнена за счет средств Программы стратегического академического лидерства Уфимского университета науки и технологий (ПРИОРИТЕТ-2030).

Список литературы:

1. Johari, N.A., Alias, J., Zanurin, A. *et al.* Recent progress of self-healing coatings for magnesium alloys protection. *J Coat Technol Res* **19**, 757–774 (2022). <https://doi.org/10.1007/s11998-021-00599-2>.

РОЛЬ ЧАСТИЦ ВТОРОЙ ФАЗЫ В МЕХАНИЗМЕ БИОРАСТВОРЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Парфенов Е.В., Фаррахов Р.Г., Худододова Г.Д., Кулясова О.Б.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

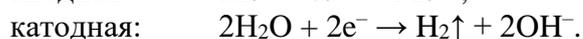
evparfenov@mail.ru

Развитие современной травматологии требует разработки биорастворимых имплантатов для лечения переломов костей. Применение таких устройств для фиксации отломков костей позволит избежать повторной операции по удалению имплантата после срастания кости. В настоящее время развиваются два направления материалов для разработки биорастворимых имплантатов – на базе металлов и сплавов и на базе органических полимеров. Среди металлических биорастворимых материалов на основе Mg, Zn, Fe, магниевые сплавы ближе всего находятся к стадиям клинических испытаний [1]. Основным недостатком магниевых сплавов является недостаточная прочность и коррозионная стойкость, особенно для сплавов биомедицинского применения, которые, в отличие от конструкционных сплавов, часто легированных Al, имеют в своем составе Ca, Sr, Zn и другие биосовместимые элементы.

Повышение механической прочности биомедицинских магниевых сплавов в ряде случаев достигается методами интенсивной пластической деформации (ИПД), что приводит к измельчению зерна, ведущему также к изменению коррозионных свойств. В ряде работ отмечается, что наноструктурирование методами ИПД приводит росту скорости коррозии магниевых сплавов, а в ряде работ – к ее снижению. Анализ закономерностей показывает, что в коррозионных свойствах определяющую роль играют вторые частицы, которые образуются в сплавах при превышении предела растворимости элемента в магниевой матрице. Размер и пространственное распределение вторых частиц меняется в результате ИПД, что приводит к изменению коррозионных свойств.

В соответствии с электрохимическим рядом активности металлов, элементы, стоящие в нем левее магния, будут образовывать вторые фазы анодного типа по отношению к Mg матрице. К таким элементам относятся, например, Li, Sr, Ca. Элементы, стоящие правее Mg, будут образовывать вторые фазы катодного типа; к таким элементам относятся, например, Al, Zr, Zn. Электродный потенциал таких частиц можно измерить экспериментально микрокапиллярными электрохимическими методами, или сканирующим зондом Кельвина относительно магниевой матрицы [2, 3].

В ходе биорастворения в жидкостях тела человека происходят две основные электрохимические полуреакции, электродвижущей силой которых является разность потенциалов между второй частицей и магниевой матрицей:



Соответственно, анодные участки растворяются – ионы металла выходят в раствор, а на катодных участках выделяется водород.

Ионы магния, выходя в раствор, взаимодействуют с водой, образуя на поверхности гидроксид магния, снижающий скорость коррозии:



Кроме того, гидроксиды легирующих элементов также могут быть нерастворимы в воде, и, осаждаясь на поверхности, могут снижать скорость коррозии.

Рассмотрим особенности изменения структуры и коррозионных свойств при наноструктурировании сплава Mg-1Ca методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) с последующей термообработкой. В данном сплаве присутствует вторая фаза Mg₂Ca в виде эвтектики на границах зерен; в

гомогенизированном состоянии ее объемная доля составляет 6,6%, а средний размер зерен 42 мкм, $\sigma_b = 100$ МПа. При наноструктурировании формируется структура со средним размером зерна 210 нм, эвтектика, содержащая вторую фазу, дробится, а ее объемная доля снижается до 5,1%. Соответственно, часть атомов Са входит в пересыщенный твердый раствор в Mg матрице. Термообработка после ИПДК при температуре 250 °С приводит увеличению размера зерна до 1,4 мкм, снижению доли эвтектики Mg_2Ca до 2,3%, при этом в теле зерен формируются глобулярные наночастицы второй фазы размером 70 нм, объемная доля которых доходит до 3,6%, значение $\sigma_b = 225$ МПа. В результате оценки коррозионных свойств гравиметрическим методом в растворе Рингера, образец в гомогенизированном состоянии растворился за 8 суток, причем за 4 суток он разделился на части по границам зерен. Скорость коррозии составила 5-7 мм/год. Образцы после ИПДК и ИПДК+ТО250 простояли более 32 суток, для них скорость коррозии составила 0,6-0,7 мм/год. Следует отметить, что для образцов ИПДК было характерно появление питтингов, в отличие от образца после термообработки.

В сплаве Mg-1Са вторая фаза Mg_2Ca является анодной по отношению к Mg, поэтому она будет преимущественно растворяться [3]. Поскольку вторая фаза расположена по границам зерен, в гомогенизированном состоянии превалирует зернограничная коррозия, и материал быстро дезинтегрируется. ИПДК обработка разбивает непрерывную сетку эвтектики по границам зерен, и скорость коррозии снижается на порядок; при этом превалирует питтинговая коррозия. Термообработка приводит к появлению наночастиц второй фазы в теле зерен, которые недостаточно велики для появления питтингов, и равномерно распределены, обеспечивая катодную защиту сплава. Данный вид обработки можно считать наилучшим с точки зрения сочетания повышения механических и коррозионных свойств сплава Mg-1Са.

Рассмотрим особенности изменения структуры и коррозионных свойств при наноструктурировании сплава Mg-1Zn-0,2Са тем же методом. В гомогенизированном состоянии сплав имеет средний размер зерен 270 мкм и округлые частицы второй фазы $Ca_2Mg_6Zn_3$ с объемной долей 2%, расположенные внутри зерен и на их границах, значение $\sigma_b = 155$ МПа. После ИПДК формируется наноструктура со средним размером зерна 90 нм; обнаружены нанодисперсные частицы второй фазы размером 10 нм с объемной долей около 1%. После термообработки при 300 °С наблюдается рост среднего размера зерен до 4 мкм, а размер вторых частиц увеличился до 80 нм, значение $\sigma_b = 225$ МПа. Оценка коррозионных свойств сплава Mg-1Zn-0,2Са показывает, что в гомогенизированном состоянии скорость коррозии составляет 0,5-0,6 мм/год. После ИПДК скорость возрастает до 12-14 мм/год, образец растворяется за 8 дней, дезинтегрируясь по трекам кручения. Однако, после ИПДК+ТО300 скорость снижается на порядок до 1,2-1,3 мм/год.

В сплаве Mg-1Zn-0,2Са вторая фаза $Ca_2Mg_6Zn_3$ является катодной по отношению к Mg, поэтому преимущественно будет растворяться магниевая матрица вокруг вторых частиц, как наглядно пояснено в работе [4]. Небольшая объемная доля вторых частиц, их округлая форма и равномерное распределение обеспечивают сплаву в гомогенизированном состоянии наилучшие коррозионные свойства. Наноструктурирование сплава с образованием большого количества равномерно распределенных нанодисперсных частиц приводит к появлению множественных центров, провоцирующих растворение Mg матрицы, что наблюдается после ИПДК. После термообработки ИПДК+ТО300 диаметр вторых частиц увеличивается в 8 раз, что существенно снижает их количество и увеличивает расстояние между ними. Соответственно, количество коррозионных гальванопар снижается и скорость коррозии уменьшается. Данный вид обработки можно считать наилучшим с точки зрения

сочетания повышения механических свойств при разумном снижении коррозионных свойств сплава Mg-1Zn-0,2Ca.

Таким образом, убедительно показана роль частиц второй фазы в механизмах коррозии в биологических средах для наноструктурных магниевых сплавов, предназначенных для изготовления временных имплантатов. Объяснена зависимость коррозионных свойств от типа частиц – анодных или катодных по отношению к матрице, а также от их распределения – на границах зерен, в теле зерен, в виде нанодисперсных частиц. Механизм рассмотрен на примерах сплавов Mg-1Ca и Mg-1Zn-0,2Ca, однако, аналогичные закономерности также проявляются на сплавах систем Mg-Sr с анодными частицами, Mg-Zn-Zr с катодными, и других, что позволяет обобщить механизм биорастворения наноструктурных магниевых сплавов.

Список литературы

1. Research status of biodegradable metals designed for oral and maxillofacial applications: A review / D. Xia, F. Yang, Y. Zheng, Y. Liu, Y. Zhou // *Bioact. Mat.* – 2021. – Vol. 6, No. 11. – P. 4186-4208. – DOI: 10.1016/j.bioactmat.2021.01.011.
2. Electrochemical Properties of Intermetallic Phases and Common Impurity Elements in Magnesium Alloys / A.D. Südholz, N.T. Kirkland, R.G. Buchheit, N. Birbilis // *Electrochem. Solid-Stat. Lett.* – 2011. – Vol. 14, No. 2. – P. C5. – DOI: 10.1149/1.3523229.
3. Influence of ultra-fine grain structure on corrosion behaviour of biodegradable Mg-1Ca alloy / E.V. Parfenov, O.B. Kulyasova, V.R. Mukaeva, B. Mingo, R.G. Farrakhov, Y.V. Cherneikina, A. Yerokhin, Y.F. Zheng, R.Z. Valiev // *Cor. Sci.* – 2020. – Vol. 163. – P. 108303. – DOI: 10.1016/j.corsci.2019.108303.
4. Review of studies on corrosion of magnesium alloys / R.C. Zeng, J. Zhang, W.J. Huang, W. Dietzel, K.U. Kainer, C. Blawert, W. Ke // *Trans. Nonfer. Met. Soc. of China.* – 2006. – Vol. 16, No. 2. – P. s763-s771. – DOI: 10.1016/S1003-6326(06)60297-5.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА ZN-4AG-1CU ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К.,

Абдрахманова Э.Д., Нугаманов Ф.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

E-mail: renaweiwei.179@mail.ru

Биоматериалы для медицины привлекают все больше внимания, особенно, биоразлагаемые материалы для костных пластин и сосудистых стентов [1]. Эти имплантаты растворяются в организме, избавляя от необходимости повторной хирургической операции [2, 3]. Идеальные стенты должны быть биodeградируемыми, устойчивыми к инфекциям и функционировать в течение 1-6 недель после установки [4]. Они должны обладать высокими механическими характеристиками [5]. Одним из эффективных методов повышения механических свойств является интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК). В настоящей работе было проведено исследование, направленное на изучение влияния ИПДК на микроструктурные и механические свойства цинкового сплава системы Zn-Ag-Cu. Деформацию проводили при комнатной температуре с количеством оборотов равным от 1 до 10.

Проведенные сравнительные испытания с их крупнозернистыми (КЗ) аналогами показали, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) приводит к существенному изменению механических свойств, а именно, повышению значения предела текучести, предела прочности, а с увеличением числа оборотов эти значения начинают снижаться, при этом наблюдается понижение твердости. Относительное удлинение, при 10 оборотах ИПДК, достигло показателей сверхпластичного материала со значениями в 112%, по сравнению с образцом, в КЗ состоянии, где оно составляло 5%. Данное исследование позволяет сделать вывод о перспективности интенсивной пластической деформации кручением для улучшения механических свойств цинкового сплава системы Zn-Ag-Cu.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 21-53-46017.

Список литературы

1. Jan Pinc. Microstructure evolution and mechanical performance of ternary Zn-0.8Mg-0.2Sr (wt. %) alloy processed by equal-channel angular pressing. *Mat. Sci. and Eng. A*. 824. (2021). DOI: 10.1016/j.msea.2021.141809.
2. И.И. Папилов, В.А. Шкуропатенко, В.С. Шокуров, А.И. Пикапов. *Материалы медицинских стентов: Обзор*. - Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010. - 40 с.
3. Daniel Pearson, Jacob Edik, Aaron Tauscher, Ellen Pokorny, Patrick Bowen, Jesse Gelbo, John Stinson, Heather Getty, Chi Huey Lee, Yaroslav Drelich, Jeremy Goldman. A simplified in vivo approach for evaluating bioabsorbable properties of candidate materials for stents // *J. Biomed. Mater. rel. B Appendix. Biomaterial*. 2012. V. 100B, Iss. 1. P. 58-67. DOI: 10.1002/jbm.b.31922.
4. F. Ahadi, M. Azadi, M. Biglari, M. Bodaghi, A. Khaleghian. Evaluation of coronary stents: A review of types, materials, processing techniques, design, and problems // *Heliyon*. 2023. V. 9(2).13575. DOI: 10.1016/j.heliyon.2023.e13575
5. J. Cheng et al. Comparative in vitro study on pure metals (Fe, Mn, Mg, Zn and W) as biodegradable metals. *J. Mater. Sci. Technol*. V. 29, P. 619–627 (2007). DOI: 10.1016/j.jmst.2013.03.019.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ($\alpha+\alpha_2$) СТРУКТУР НА КОМПЛЕКС СВОЙСТВ ПСЕВДО α -ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Попов А.А., Попов Н.А., Россина Н.Г.

*Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия
E-mail: a.a.popov@urfu.ru*

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучено влияние предварительной термической обработки и легирования на формирование структуры и комплекса механических и служебных свойств в псевдо- α сплавах титана с повышенным содержанием алюминия. В качестве легирующих элементов были использованы цирконий, олово, молибден, ниобий, тантал, вольфрам и кремний. При этом анализировалось влияние как отдельных элементов, так и совместное их введение.

Установлена возможность управления процессом формирования упорядоченной структуры путем изменения фазового состава за счет варьирования режимами термической обработки на предварительных этапах обработки. Реализация различных возможностей создания $\alpha+\alpha_2$ –структуры позволяет управлять формирующимся комплексом свойств изученных сплавов. Управляя процессом формирования двухфазной $\alpha+\alpha_2$ –структуры можно изменять механизмы образования упорядоченной фазы, которые обуславливают формирующийся комплекс механических свойств и, тем самым, повысить ресурс работы материала при повышенных температурах.

Показано, что при закалке с температур β -области во всех изучаемых сплавах формируется α' – мартенсит с пакетной морфологией. Внутри отдельных пластин наблюдаются двойники, количество которых уменьшается при добавлении циркония и олова. Дисперсность структуры увеличивается при введении в сплав циркония. Легирование сплава Ti10Al β – изоморфными элементами (Mo, Nb, Ta) и «нейтральными» элементами (Zr, Sn) увеличивает период решетки «а» и уменьшает «с» для α' - мартенсита, что приводит к уменьшению отношения «с/а» и увеличению удельного объема, приходящегося на один атом элементарной ячейки. Установлено, что в процессе отпуска при 650°C сохраняется исходная пластинчатая морфология, и распад идет в каждой отдельной мартенситной пластине. С увеличением времени выдержки происходит $\alpha(\alpha')\rightarrow\alpha_2$ превращение и в результате в структуре наблюдается смесь β и α_2 –фаз при сохранении матричной α -фазы. Выделение упорядоченной α_2 – фазы идет по механизму зарождения и роста.

В сплавах, закаленных из двухфазной области, формируется $\alpha+\alpha'$ -структура с небольшим количеством α_2 -фазы, количество которой возрастает при введении в состав сплава олова. Показано, что введение циркония и олова способствует лучшей деформируемости материала и повышению пластических характеристик. Установлено, что в процессе старения в первичных пластинах α - фазы формируется $\alpha+\alpha_2$ – структура по механизму близкому к спинодальному, а в мартенситных пластинах образуется субзеренная структура, состоящая из смеси фаз. Реализация спинодального механизма распада способствует получению более высоких пластических свойств при достаточно высоких прочностных, что может быть использовано при разработке технологий получения изделий из жаропрочных сплавов титана.

Выполнена оценка деформируемости сплавов с ($\alpha+\alpha_2$) структурами методами интенсивной пластической деформации кручением.

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF UFG NiTi ALLOYS
SUBJECTED BY ECAP-CONFORM**

Prokofiev E.A., Valiev R.Z.

Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia

Egpro@mail.ru

The equal channel angular pressing (ECAP) technique allows refining structure of bulk samples of NiTi-based alloys and significantly increasing their strength and shape memory effect parameters. However, for practical applications continuous ECAP-"Conform" method is more promising technique. This approach allowing to receive a long-length semi-products such as rods. Present work shows possibility of ultrafine-grained (UFG) structure formation with a grain size of about 300 nm in NiTi alloys using ECAP-"Conform". The influence of ECAP-"Conform" processing on parameters of the microstructure, phase transformations and mechanical properties of NiTi alloy have been investigated. Results of comparative pseudoelastic cycling of NiTi alloy in coarse-grained and UFG states are presented and discussed.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ПОД НИЗКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ГИДРАВИЧЕСКУЮ ПЛОТНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ ЗАГОТОВОК

Протацкая А.А.¹, Смирнов В.В.², Шарипова С.Р.³

¹УУНУТ, Уфа, Россия

²Филиал АО «ОДК» «НИИД», Москва, Россия

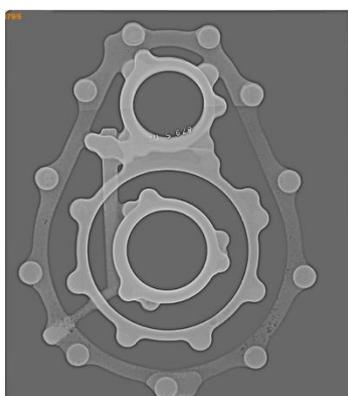
³УУНУТ, Уфа, Россия

a.protatskaya@yandex.ru

Алюминиевые сплавы наряду со сталью и чугуном являются сегодня основными конструкционными материалами в технике. Тонкостенное литье алюминиевых сплавов, как известно, сопровождается зачастую повышенной пористостью отливок, что влечет за собой снижение герметичности, механических и эксплуатационных свойств, таких как надежность (безотказность, сохраняемость, долговечность), эксплуатационная технологичность (техническая обслуживаемость, ремонтпригодность), готовность к применению и живучесть (эксплуатационная, боевая).

Объектом исследований является технология изготовления тонкостенных алюминиевых отливок методом литья под низким давлением. В настоящий момент требования по толщине стенки к отливкам корпусных деталей из алюминиевых сплавов для новых изделий составляют ~ 3.5-4 мм, что возможно обеспечить только с использованием прогрессивных литейных технологий. Использование данной технологии позволит управлять скоростью потока расплава в полости формы за счет регулирования величины избыточного давления в плавильной камере установки, что особо важно для улучшения заполнения форм тонкостенных отливок. Так же наличие избыточного давления на расплав в процессе кристаллизации обеспечивает усиленное питание отливки и влечет за собой повышение ее плотности [1].

Литье под низким давлением - это баланс между технологиями литья под высоким давлением и гравитационного литья. Сравнение рентгеновских снимков детали «крышка» из алюминиевого сплава АК7пч (рисунок 1) наглядно демонстрирует преимущество использования технологии литья под низким давлением. В результате использования технологии гравитационного литья получаемая отливка имеет множественные поры, разрывы и по рентгеновскому контролю бракуется, при этом изготовление этой же Крышки технологией литья под низким давлением обеспечивает качественную отливку.



а



б

Рис. 1 – а) гравитационное литье; б) литье под низким давлением

В литом состоянии в структуре сплава присутствует α (Al)-твердый раствор (светлая часть), Si, а также темные округлые включения Mg_2Si по границам дендритных ячеек α - твердого раствора доэвтектического силумина (рисунок 2).

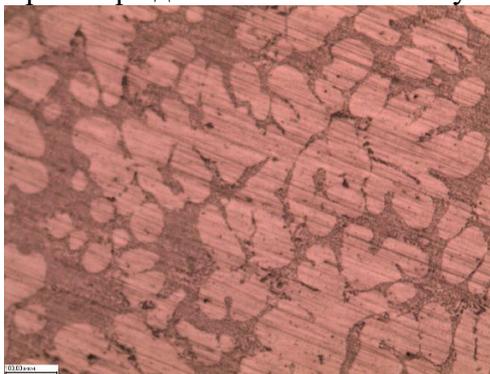


Рис. 2. Микроструктура сплава АК7пч

В таблице 1 представлен химический состав сплава АК7пч.

Таблица 1 Химический состав плавки АК7пч.

Химический элемент	Si	Fe	Mg	Ti
Содержание химических элементов, %	7,27	0,22	0,27	8,09

Сравнение рентгеновских снимков отливки, полученной гравитационным литьем и литьем под низким давлением показало, что второй способ литья позволяет получить более качественную, плотную отливку, удовлетворяющую техническим требованиям на данный вид заготовок. Данный метод обеспечивает точность размеров и предупреждает образования пористости заготовки.

Список литературы

1. Мошкин Ю.Б. Литье под регулируемым давлением / Моск. гос. авиац. технолог. ун-т им. К.Э. Циолковского. – М., 1995. – 3 с.

**ПОЛУЧЕНИЕ ВЭС ПОКРЫТИЯ TiZrVCrAl ПЛАЗМЕННО-
АССИСТИРОВАННЫМ КАТОДНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ**
Рамазанов К.Н., Валиев Р.Р., Савина Я.Н., Николаев А.А., Хайткулов А.Р.
Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
alanfrutis4@gmail.com

Одной из ключевых задач материаловедения является разработка материалов с улучшенным комплексом свойств. Одним из направлений в решении этой задачи является создание высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). Данные сплавы представляют собой новый класс материалов, состоящий как минимум из пяти элементов, равномерно распределенных в кристаллической решетке. Название «высокоэнтропийные» связано с высоким уровнем энтропии (неупорядоченности) в их структуре, что обеспечивает улучшенную термическую стабильность фазового состава и структурного состояния, а также способствует повышению механических, физических и химических свойств сплава [1]. За последнее время проведено множество экспериментов с различными системами ВЭС, однако наиболее перспективные исследования касаются применения высокоэнтропийных сплавов в качестве защитных покрытий и пленок [2].

В качестве основы для исследований был взят высокоэнтропийный сплав системы TiZrVCrAl. Нанесение покрытия проводили на установке ННВ 6.6-И1 в среде азота с использованием двух катодов, выполненных из ВЭС. Покрытие было нанесено на титановый сплав Ti6Al4V с разными режимами обработки (см. таблица 1). Толщина покрытия и значение микротвердости в зависимости от режимов получившегося покрытия N(TiZrVCrAl) также приведены в таблице 1.

№ режима	U, В	I, А	P, Па	Толщина покрытия, мкм	Среднее значение микротвердости, HV	Определение химического состава покрытия
1	100	60	0,8	6,2	2694,9	Al=11,79, Ti=21,14, V=18,31, Cr=27,13, Zr=21,64
2	200	60	0,5	4,5	3723,8	Al=8,09, Ti=23,83, V=21,43, Cr=20,84, Zr=25,80
3	150	60	0,5	1,7	955,2	Al=14,92, Ti=21,50, V=16,66, Cr=25,69, Zr=21,22
4	100	80	0,5	3,7	1627,7	Al=8,45, Ti=23,02, V=19,63, Cr=23,41, Zr=24,48

Таблица 1. Режимы обработки и физико-механические характеристики покрытия N(TiZrVCrAl)

На основании проведенных экспериментов можно сделать следующие выводы:

- 1) Образец, обработанный по режиму №2, имеет самое высокое значение микротвердости, что обусловлено более высокой энергией, подаваемой на поверхность из-за повышенного напряжения смещения на подложке;
- 2) Элементный анализ поверхности показал, что при всех режимах обработки состав покрытий соответствует исходному катоду ВЭС;
- 3) Дальнейшие исследования будут направлены на выявление микроструктуры, определение адгезионной прочности и трибологические исследования.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №23-79-10118.

Список литературы

1) Новый класс материалов–высокоэнтропийные сплавы и покрытия / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский // Вестник российских университетов. Математика. – 2013. – Vol. 18. – P. 1938-1940.

2) Покрытия из высокоэнтропийных сплавов: состояние проблемы и перспективы развития / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, О.А. Перегудов, М.О. Ефимов, Ю.А. Шлярова // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2022. – Vol. 65. – P. 683-692.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА Fe-Mn-Si СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рыбальченко О.В.^{1*}, Мартыненко Н.С.¹, Анисимова Н.Ю.¹⁻², Рыбальченко Г.В.³, Темралиева Д.Р.¹, Лукьянова Е.А.¹, Долженко П.Д.⁴, Рааб А.Г.⁵, Добаткин С.В.¹

¹ИМЕТ РАН, Москва, Россия

²«НМИЦ Онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия

³ФИАН, Москва, Россия,

⁴БелГУ, Белгород, Россия

⁵Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия,

E-mail: rybalch@mail.ru

В настоящее время биodeградируемые имплантаты для временного использования привлекают все больше внимания в таких областях медицины как ортопедия и сосудистая хирургия. Биodeградируемые имплантаты должны раствориться к моменту заживления тканей, что значительно снижает риски возникновения побочных эффектов из-за длительного присутствия имплантата в человеческом теле и, как следствие, помогает избежать повторного хирургического вмешательства для удаления имплантата, что является обычной практикой при использовании постоянных имплантатов. В настоящее время идут активные исследования направленные на повышение скорости биodeградации сплавов на основе железа. Целью данного исследования являлось изучение влияния интенсивной пластической деформации методами равноканального углового прессования (РКУП) и кручения под высоким давлением (КВД) на структурообразование и скорость деградации сплавов системы Fe-Mn-Si. В работе исследовали два аустенитных Fe-30Mn сплава с разным содержанием Si 5 и 3,8 масс. %. Выявлено, что полученная аустенитная ультрамелкозернистая (УМЗ) структура Fe-Mn-Si сплавов ведет к значительному повышению прочностных характеристик при удовлетворительной пластичности после РКУП. Установлено, что наличие специальных двойниковых границ в структуре Fe-Mn-Si сплавов повышает их коррозионную стойкость, в то время как образование преимущественно зерно-субзерненной структуры в отсутствие двойниковых границ повышает скорость коррозии до 0,4 мм/год. КВД также ведет к повышению прочности, о чем свидетельствует высокий уровень микротвердости. При этом измельчение структуры до нано-уровня незначительно превышает скорость коррозии. Эффект памяти формы в исследуемых сплавах проявляется при температурах, неприемлемых для медицинского применения. Измельчение структуры методом РКУП по режимам, обеспечивающим полностью аустенитное состояние, ведет к снижению свойств памяти формы. В работе сделан сравнительный анализ скорости коррозии, полученной методами потери массы и потенциодинамической поляризации. По результатам исследования гемолиза и цитотоксичности исследуемые сплавы признаны гемосовместимыми после всех проведенных обработок. Исследования биосовместимости и биodeградации *in vitro* дополнены исследованиями *in vivo*.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Грант № 23-23-00096).

СРАВНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЭО ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНЕ И НАНОТИТАНЕ

Сабитов А.Р., Кондратюк Д.Д., Кутлыяров А.Р., Парфенов Е.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

sabitovazat1669@yandex.ru

Плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО) представляет собой перспективную технологию формирования биосовместимых покрытий на металлических имплантатах, изготавливаемых из медицинских титановых, магниевых и циркониевых сплавах. Механизм плазменно-электролитического оксидирования включает процесс электрохимического анодирования, проводимый при высоких напряжениях порядка 400-500 В, а также процесс воздействия микроразрядов на формируемый оксидный слой. Плазменные микроразряды переплавляют оксид, за счет чего образуется пористое покрытие, обладающее биомиметическими характеристиками: морфология поверхности повторяет структуру костной ткани, за счет чего облегчается адгезия и пролиферация клеток, улучшая приживаемость имплантатов.

Как было показано ранее [1], использование ПЭО покрытия на наноструктурном титане улучшает пролиферацию клеток. Однако не установлены конкретные морфологические характеристики ПЭО покрытия, связанные с влиянием наноструктурной титановой подложки. Поэтому целью исследования является выявление статистически значимых различий в характеристиках пористости ПЭО покрытий, определяемых по результатам растровой электронной микроскопии денальных имплантатов, изготовленных из титана и нанотитана, с поверхностью, покрытой методом плазменно-электролитического оксидирования в идентичном технологическом режиме.

Эксперименты проводились на денальных имплантатах, изготовленных из титана Grade 4 и из наноструктурного титана, полученного методом равноканального углового прессования по схеме Конформ. В исследовании использовалось по 16 образцов имплантатов каждого типа. Исследование морфологии поверхности проводилось на растровом электронном микроскопе Hitachi Regulus 8220 при увеличении $\times 500$ и $\times 1000$. Обработка изображений проводилась в свободно распространяемом программном обеспечении ImageJ, идентификация пор проводилась алгоритмом Analyze Particles. Шероховатость поверхности измерялась на образцах-свидетелях профилометром TR-220.

Анализ изображений показывает, что в покрытии присутствуют поры большого и малого размера. Поры округлые, находятся на вершинах выступов, образованных при выбросе расплавленного оксида микроразрядом. Некоторые большие поры продолговатые, имеют отношение длины к ширине более 5. Шероховатость поверхности составила для ПЭО покрытия на титане $Ra=0,71\pm 0,21$ мкм, $Rz=3,77\pm 0,24$ мкм, на нанотитане $Ra=0,74\pm 0,41$ мкм, $Rz=3,97\pm 0,47$ мкм, то есть статистически значимых изменений по параметрам шероховатости не выявлено. Однако, по анализу изображений можно отметить, что для титана характерно появление выступов с порами на сравнительно ровной поверхности, в то время как для нанотитана выступы с порами появляются на достаточно волнистой поверхности, повторяющей контуры деформации зерен при пластической деформации. Расчет показывает, что для титана поверхностная пористость ПЭО покрытия составляет $1,43\pm 0,56\%$, для нанотитана $1,96\pm 0,53\%$. Средний размер пор $2,73\pm 1,05$ мкм для титана и $5,54\pm 1,54$ для нанотитана.

Таким образом, при статистически равной шероховатости поверхности, ПЭО покрытие на наноструктурном титане обладает пористостью на 36% выше и имеет

средний размер пор в 2 раза больше. Проведенные исследования помогут обосновать отличия в пролиферации клеток на титане и нанотитане.

Благодарность

Исследование поддержано грантом Старт-1 Фонда содействия инновациям № 4917ГС183489

Список литературы

1. Surface functionalization via PEO coating and RGD peptide for nanostructured titanium implants and their in vitro assessment / Parfenov E.V., Parfenova L.V., Dyakonov G.S., Danilko K.V., Mukaeva V.R., Farrakhov R.G., Lukina E.S., Valiev R.Z. // Surf. Coat. Technol. – 2019. – Vol. 357. – P. 669-683. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.10.068

ЗНАЧЕНИЕ РАБОТ ВАЛИЕВА Р.З. В ИССЛЕДОВАНИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Салищев Г.А.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
salishchev_g@bsu.edu.ru*

Выдающийся вклад Р.З. Валиева в материаловедение связан с фундаментальными исследованиями явления сверхпластичности, границ зерен и наноструктурных материалов, полученных интенсивной пластической деформации. Результаты этих исследований нашли отражение не только в многочисленных статьях в высокорейтинговых журналах и книгах [1-6], но и в прикладных разработках, в частности, методов интенсивной пластической деформации для получения комплекса высоких механических характеристик материалов: прочности, пластичности, вязкости, электропроводности [4-6]. И в настоящее время идеи и подходы, разработанные им совместно с коллегами, используются в исследованиях учеными всего мира.

В последние годы большое внимание уделяется новой стратегии легирования сплавов, заключающейся в создании комбинации нескольких (обычно ≥ 5) основных элементов в эквиатомной или близкой к ней концентрации. Такие сплавы были названы высокоэнтропийными, ввиду роста конфигурационной энтропии при смешении элементов. Результатом подобного легирования является образование как многоэлементных твердых растворов, так и многофазных систем. Вполне ожидаемо, что поведение сплавов с такой структурой будет существенно отличаться от обычных на базе одного основного элемента из-за особенностей строения не только тела зерен, но их границ, образования ближнего порядка, сегрегаций, частиц и др. В многоэлементных сплавах сложнее достигнуть фазового равновесия и поэтому при пластической деформации, вследствие ускорения дефектами диффузии, могут быть активированы фазовые превращения и созданы новые структурные состояния материалов с более высоким уровнем физико-механических характеристик.

Большие перспективы вносит использование интенсивной пластической деформации при обработке высокоэнтропийных сплавов для получения в них наноструктурного состояния. В докладе приводятся примеры разработки сплавов, формирования в них новых типов структур, особенностей проявления сверхпластичности и реализации важных в практическом отношении свойств. Они показывают важность подходов, разработанных Валиевым Р.З. с коллегами, в понимании наблюдаемых процессов и оценки физико-механических свойств высокоэнтропийных сплавов.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ.

Список литературы

1. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – Москва: Металлургия, 1984. – 264 с.
2. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен в металлах. – Москва: Металлургия, 1987. – 214 с.
3. Kaibyshev O.A. Superplasticity of Alloys, Intermetallides, and Ceramics. – Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 1992. – 317 pp.
4. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – Москва: Логос, 2000. – 272 с.
5. Zhilyaev A.P., Valiev R.Z., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. – John Wiley & Sons Inc, 2014. – 456 pp.
6. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Kawasaki M., Langdon T.G. Ultrafine-Grained Materials. – The Minerals, Metals & Materials Series, Springer, 2024. – 170 pp.

ПОВЫШЕННЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО МЕДНОГО СПЛАВА CU-0,5CR ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ

Саркеева Е.А.¹, Александров И.В.¹

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Sarkeeva.e@inbox.ru

Для проводящих материалов наиболее важными свойствами являются прочность и электропроводность. Указанные свойства тесно связаны с безопасностью и энергосбережением, однако, обычно являются взаимоисключающими характеристиками. В связи с этим достижение компромиссной прочности и электропроводности является важной научной проблемой.

Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в сплавах системы Cu-Cr в результате интенсивной пластической деформации приводит к улучшению прочностных свойств, но одновременно ухудшает электропроводность. При этом, старение сплавов после деформации помогает сохранить высокую прочность и восстановить их пластичность и электропроводность до уровня, соответствующего электротехническим требованиям. Вышесказанное указывает на перспективы использования УМЗ сплавов системы Cu-Cr в качестве электротехнических материалов с привлекательным уровнем свойств.

Заготовки УМЗ сплавов, полученные с использованием равноканального-углового прессования (РКУП), являющегося методом ИПД, имеют либо цилиндрическую форму, либо форму параллелепипеда с квадратным поперечным сечением. В то же время, потребители зачастую нуждаются в листовых заготовках. Целью данной работы является исследование различных микроструктурных изменений при холодной прокатке (ХП) УМЗ сплава Cu-0,5(вес.%)Cr и влияния сформированных микроструктур на механические свойства после ИПД и последующего старения.

Образцы сплава Cu-0,5(вес.%)Cr подвергали РКУП по маршруту В_c при комнатной температуре. Было реализовано 1, 2, 4 и 8 проходов. Далее УМЗ цилиндрические полуфабрикаты подвергли плоской прокатке со степенью обжатия 40%, 60%, 80%, 90% и 95% при комнатной температуре. Старение проводили при 425°C в течение 40 минут.

В результате ХП УМЗ сплава в продольном вертикальном сечении была сформирована ламеллярная микроструктура. Увеличение суммарной деформации приводит к уменьшению среднего поперечного размера зерна/субзерна до 160±10 нм. Предварительное РКУП оказывало существенное влияние на микроструктуру. С ростом количества проходов увеличивалась доля высокоугловых границ зерен при последующей прокатке.

Предел прочности в холоднокатаном состоянии с максимальной степенью обжатия вырос до 600 МПа. Старение привело к различному поведению прочностных характеристик материала в зависимости от степени накопленной деформации. При $\epsilon_{\text{ЭКВ}} < 5$ в материале прочность после старения возрастала. В состояниях, где $\epsilon_{\text{ЭКВ}} > 5$ происходило разупрочнение материала.

Величина электропроводности не сильно зависела от накопленной деформации и находилась в пределах 36-35% IACS. Старение привело к увеличению электропроводности всех деформированных состояний до 68-73% IACS. При этом, электропроводность с увеличением степени деформации восстанавливалась значительно лучше.

АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ: НОВЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Семенова И.П.¹, Александров И.В.¹, Сан Ч.²

¹*Кафедра материаловедения и физики металлов, Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Колледж материаловедения и инженерии/Технический институт передовых материалов, Нанкинский технический университет, Китай*
semenova-ip@mail.ru

Аддитивное производство, или 3D-печать, представляет собой процесс послойного изготовления изделия и является перспективным подходом для проектирования деталей, близких к их окончательной форме. Титановые сплавы, полученные методом аддитивных технологий, находят применение в различных отраслях промышленности, таких как медицина, аэрокосмическая, автомобильная, нефтегазовая. В докладе рассматриваются особенности формирования микроструктуры и свойств в сплавах Ti, синтезированных с использованием порошковых и проволочных лазерных аддитивных технологий, а также твердофазных методов типа аддитивного производства сварки с перемешиванием. Обсуждаются их основные недостатки и преимущества применительно к титановым сплавам.

Применение лазерных технологий с порошком или проволокой, когда происходит последовательное плавление и затвердевание сплава, формирует крупнозернистую дендритную структуру, которая зачастую не обеспечивает прочностных и усталостных свойств сплавов, достигаемых традиционными методами, такими как прокатка,ковка, объемная штамповка и т. д. Основные усилия исследователей направлены на снижение таких неблагоприятных факторов, как повышенная пористость, остаточные напряжения, шероховатость поверхности.

Технологии в твердофазном состоянии титановых сплавов привлекают все большее внимание исследователей, поскольку температура локального нагрева в зоне контакта материала с инструментом может быть ниже температуры полиморфного превращения, что, с одной стороны, способствует формированию мелкозернистой структуры в зоне перемешивания, с другой стороны, позволяет сохранить размер зерна основного материала, тем самым повышая прочность синтезированного материала.

Использование технологий фрикционного перемешивания (FSAM) для формирования ультрамелкозернистой структуры в деталях сложной формы требует комплексного подхода к обработке, который включает предварительную подготовку ультрамелкозернистой структуры в исходных прутках/брусках с помощью термоводородной обработки и интенсивной пластической деформации. Использование такого комплексного подхода для титановых сплавов α , $\alpha+\beta$ и β классов требует решения как материаловедческих, так и технологических задач, что и будет в центре внимания коллектива авторов настоящего доклада в ближайшем будущем.

Благодарность

Данное исследование финансировалось Российским научным фондом, грант № 23-43-00041 (<https://rscf.ru/project/23-43-00041/>) и Национальным естественнонаучным фондом Китая, грант № 5226113539.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ РКУП, СОВМЕЩЕННОГО С УЛЬТРАЗВУКОМ

Сементеева Ю.Р.^{1,2}, Аксенов Д.А.², Асфадияров Р.Н.^{1,2}, Рааб А.Г.²,

Шишкунова М.А.^{1,2}

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

E-mail: yu.nuriewa@yandex.ru

Разработка имплантационных систем на базе биорезорбируемых металлов и сплавов является одним из приоритетных и активно развивающихся направлений медицинского материаловедения [1,2]. Одним из перспективных материалов такого класса является магниевый сплав системы Mg-Zn-Zr, который обладает высокой биосовместимостью и низким модулем упругости, однако комплекс его коррозионно-прочностных свойств не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к имплантатам. Методы интенсивной пластической деформации способствуют улучшению структуры металлов и сплавов за счет значительного измельчения зерен, что, в свою очередь, приводит к повышению их прочностных характеристик. При этом полученное структурное состояние является сильно неравновесным. Традиционным методом совершенствования структуры и снижения неравновесности системы является проведение термообработки, однако, применительно к магнию и его сплавам, данный подход приводит к существенному росту зерен, что неблагоприятно сказывается на прочностных характеристиках [3,4]. Другим подходом может являться ультразвуковая обработка, направленная на повышение равновесия системы [5-7]. Таким образом подход, заключающийся в одновременном воздействии ультразвука на образец в процессе деформации, вызывает определенный интерес.

В данной работе исследовалось влияние деформационной обработки методом равноканального углового прессования (РКУП), совмещенной с ультразвуковым воздействием на структуру и свойства сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr. Деформационная обработка проводилась при температурах 400, 300 и 200 °С. Амплитуды УЗ колебаний составляли 5 и 10 мкм при частоте колебаний 20,25-20,40 кГц, а также были получены образцы без УЗ воздействия.

Исследование, проведенное с помощью ОМ, показывает, что микроструктура образцов, после РКУП с УЗ при температуре 300°С и 400°С качественно отличается от структуры образца после РКУП без УЗ. Деформация с ультразвуком приводит к формированию более равномерной структуры (таблица 1). В случае деформации без ультразвука при температуре 300°С и 400°С структура неоднородна, наблюдаются крупные полосовые зерна в поперечном сечении, и мелкие, преимущественно рекристаллизованные зерна. Установлено, что наиболее однородная структура формируется при РКУП с амплитудой ультразвуковых колебаний 5 мкм.

Таблица 1. Средний размер структурных составляющих

Амплитуда УЗ волны	Исх.	400°С			300°С			200°С		
		Без УЗ	5 мкм	10 мкм	Без УЗ	5 мкм	10 мкм	Без УЗ	5 мкм	10 мкм
Средний размер зерна	20-60 мкм	80 мкм	6±4	20-50 мкм	40 мкм	5±3	30 мкм	15±8 мкм	-	
Средний размер рекристаллизованных зерен	4±2 мкм	10±5 мкм	мкм	6±3 мкм	9±5 мкм	мкм	6±4 мкм	1,5±0,4 мкм	1,1±0,3 мкм	

После РКУП с УЗ при температуре 200 °С размер мелких зерен становится одинаков для амплитуды 5 и 10 мкм. После РКУП без УЗ также наблюдается неоднородная структура. Размеры мелких зерен существенно меньше чем в состояниях при более высоких температурах. Наиболее эффективное измельчение с высокой однородностью структуры наблюдается при температуре деформирования 300 °С и амплитуде ультразвуковых колебаний 5 мкм.

Рентгеноструктурный анализ свидетельствует о том, что приложение ультразвука ведет к существенному снижению размера ОКР, увеличению микроискажений решетки и плотности дислокаций. Установлено, что при амплитуде колебаний 5 мкм происходит наибольший прирост плотности дислокаций в процессе РКУП с УЗ. При этом наибольшая плотность дислокаций равная $10,4 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ наблюдается при температуре 200 °С.

Наибольшая прочность была достигнута при температуре 300 °С, амплитуде колебаний 10 мкм и составила ~310 МПа. При этом для всех рассмотренных состояний после РКУП с ультразвуком характерно высокое значение относительного удлинения, достигающее 16%.

Иммерсионные коррозионные исследования в растворе Рингера свидетельствуют о повышении скорости коррозии в первые 5 дней выдержки, что можно связать с наличием катодных частиц [8] вторых фаз, которые приводят к ускорению процесса коррозии матрицы материала на межфазных границах. При увеличении времени испытаний скорость коррозии снижается. Коррозионные испытания свидетельствуют о том, что минимальная скорость 6 мм/год достигается на образце, подвергнутом РКУП с УЗ 10 мкм при температуре 300 °С и это значение ниже, чем для исходного образца, скорость коррозии которого составляет 8 мм/год.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10325).

Список литературы

1. N. Li, Y. Zheng. Novel magnesium alloys developed for biomedical application: a review // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2013. – Vol. 29. – No. 6. – P. 489-502. DOI: 10.1016/j.jmst.2013.02.005.
2. Recent advances on the development of magnesium alloys for biodegradable implants / Y. Chen, Z. Xu, C. Smith, J. Sankar // *Acta Biomater* – 2014. – Vol. 10. – No. 11. – P. 4561-4573. - DOI: 10.1016/j.actbio.2014.07.005.
3. Synergetic regulation of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of as-rolled Mg–3Y alloy by annealing treatment / X. Cui, Y. Yang, Y. Zhu, M. Li, C. Wen, B. Jiang, F. Pan // *J. Mater. Res. Technol* – 2023. – Vol. 22. – P. 683-695. – DOI 10.1016/j.jmrt.2022.11.114.
4. K.K. Verma, S. Kumar, S. Suwas. Evolution of microstructure and texture during hot rolling and subsequent annealing of the TZ73 magnesium alloy and its influence on tensile properties // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2021. – Vol. 821. – P. 141480. – DOI 10.1016/j.msea.2021.141480.
5. Effect of ultrasonic treatment on the strength and ductility of bulk nanostructured nickel processed by equal-channel angular pressing / A.A. Samigullina, A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko, V.V. Rubanik // *Rev. Adv. Mater. Sci.* – 2014. – Vol. 39 - No. 1. – P. 48-53.
6. Softening and hardening of ECAP nickel under ultrasonic treatment / A.P. Zhilyaev, A.A. Samigullina, A.E. Medvedeva, S.N. Sergeev, J.M. Cabrera, A.A. Nazarov // *Mater. Sci. Eng.* – A. – 2017. – Vol. 698. – P. 136-142. – DOI 10.1016/j.msea.2017.05.054.
7. Effects of severe plastic deformation and ultrasonic treatment on the structure, strength, and corrosion resistance of Mg-Al-Zn alloy / D.A. Aksenov, A.A. Nazarov, G.I. Raab, A.G. Raab, E.I. Fakhretdinova, R.N. Asfandiyarov, M.A. Shishkunova, Y.R. Sementeeva // *Materials.* – 2022. – Vol. 15 - No. 20. – P. 7200. – DOI 10.3390/ma15207200.
8. Effect of heat treatment and deformation temperature on the mechanical properties of ECAP processed ZK60 magnesium alloy / Y. Yuan, A. Ma, X. Gou, J. Jiang, G. Arhin, D. Song, H. Liu // *Mater. Sci. Eng., A.* – 2016. – Vol. 677. – P. 125-132. – DOI 10.1016/j.msea.2016.09.037.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zn-Li-Mn, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Сиразеева А.Р.¹, Хасанова А.Р.¹, Аксенов Д.А.¹, Асфандияров Р.Н.¹,
Большаков Б.О.¹, Климов М.Е.¹, Кулясова О.Б.¹**

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*
sirazeeva.arina@mail.ru

Использование неразлагаемых имплантатов связано с трудностями, такими как длительное заживление и необходимость хирургического удаления. В отличие от них, биоразлагаемые имплантаты, которые растворяются и усваиваются организмом, способствуют более эффективному восстановлению костей. К основным группам таких материалов относятся магний (Mg), цинк (Zn) и железо (Fe). Цинк обладает высокой биоразлагаемостью и оптимальной скоростью коррозии, но имеет низкую прочность. Исследования по добавлению марганца (Mn) к цинковым сплавам пока не распространены, хотя марганец улучшает механические характеристики и важен для обменных процессов в организме.

Металлы, подверженные биологическому разложению, все чаще используются в медицине для создания имплантатов, таких как сосудистые стенты и устройства для остеосинтеза. Цинк и его сплавы выделяются высокой биосовместимостью и функциональностью, что делает их объектом активных научных исследований. Тем не менее, чистый Zn не удовлетворяет механическим требованиям для стентов, которые должны разлагаться в организме. Улучшение механических свойств критически важно для уменьшения толщины стенок и размера стента при сохранении необходимой прочности, что способствует быстрому восстановлению эндотелия и снижает риск разрушения стента. Исследования показывают, что добавление магния, меди, марганца и лития в цинк может повысить его прочность и пластичность.

В рамках проведенного исследования были тщательно изучены образцы биоразлагаемого цинкового сплава Zn-0,8%Li-0,1%Mn (весовых процентов) в исходном состоянии и мелкозернистом, полученном с помощью термомеханической обработки, включающей интенсивную пластическую деформацию и изотермическую прокатку.

Образцы в исходном состоянии характеризовались дендритной структурой и, как следствие хрупко разрушались. Наилучшее сочетание свойств необходимых для изготовления имплантатов показали образцы после комбинированной деформации методами прокатки и РКУП. Прочностные характеристики составили 510 МПа, а пластичность в свою очередь 47%, что делает изучаемый сплав потенциально привлекательным кандидатом для применения в области биомедицинских имплантатов.

Благодарность

Исследовательская часть работы проводилась с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий). Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-43-00154).

COMPETITION BETWEEN THE FORMATION AND DECOMPOSITION OF A SOLID SOLUTION IN AL–MG ALLOYS DURING HIGH-PRESSURE TORSION

Straumal B.B.¹, Kogtenkova O.A.¹, Afonikova N.S.¹, Nekrasov A.N.², Faraji G.³,
Straumal A.B.⁴, Bradai D.

¹*Osipyan Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russia*

²*Korzhinskii Institute of Experimental Mineralogy RAS, Chernogolovka, Russia*

³*College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran*

⁴*Scientific Research Institute of Materials for Agrotechnology, Cotton Growing, Seed Production and Agrotechnology, Dept. Materials for Agrotechnology, Salar, Uzbekistan*

⁵*Faculty of Physics, University of Sciences and Technology Houari Boumediene, Algiers, Algeria*

straumal@issp.ac.ru

During severe plastic deformation (SPD) of solid solutions, two processes occur simultaneously. First, it is the decomposition of a solid solution with the precipitation of particles of the second phase. Secondly, it is the dissolution of the existing precipitates of the second phase in a solid solution. These two processes compete with each other. At a certain stage of the SPD, a steady-state appears. In this state, the decomposition of the solid solution and the dissolution of the particles of the second phase come into dynamic equilibrium. As a result, a steady-state concentration of c_{ss} of the second component is formed in the solution. This concentration can be found in the equilibrium phase diagram, on the solvus line of the solubility limit of the second component in a solid solution at a certain temperature T_{eff} . This T_{eff} temperature is commonly referred to as the effective temperature. Earlier, on copper alloys, we found that the value of T_{eff} is different if different components are dissolved in copper. The T_{eff} linearly increases with increases of the activation enthalpy H_D of the bulk diffusion of the second component. This is due to the activation nature of mass transfer in SPD.

In this paper, we studied the effect of high pressure torsion (HPT) on the structure of the Al-10 wt. % Mg alloy. In a sample annealed at a temperature of 420 °C, the HPT leads to a noticeable decomposition of the solid solution. In a sample annealed at a temperature of 300 °C, a decrease in the concentration at HPT also occurs, but it is less than in the first case. Finally, in a sample annealed at a temperature of 200 °C, there is practically no change in the concentration in the solid solution. This means that for Al–Mg alloys $c_{ss} = 3 \pm 0.3$ wt. % Mg. A comparison with the literature data for equal–channel angular compression (ECAP) of Al–Mg alloys gives approximately the same c_{ss} value for ECAP. This means that the effective temperature of T_{eff} in the Al–Mg alloys is close to 200°C.

As is known, with SPD, there is a strong decrease in grain size. At the same time, new grain boundaries (GBs) with a large specific area are emerging. Segregation of the second component may be observed in the GBs. To form these segregations, atoms of the second component are needed. If there are particles of the second phase in the sample, then they supply these atoms. If there are no particles of the second phase, but only a solid solution, then the atoms of the second component leave the solid solution and segregate in new GBs. Then the concentration in the solid solution observed by X-ray diffraction decreases. This process should be taken into account when defining c_{ss} and T_{eff} .

Acknowledgement

This research was funded by the Russian ministry of science and higher education (contract no. 13.2251.21.0252).

INFLUENCE OF THE PHASE COMPOSITION OF TITANIUM ALLOYS AND STAINLESS STEEL ON CELL ADHESION AND SURFACE COLONIZATION

Straumal B.B. ¹, Gornakova A.S. ¹, Afonikova N.S. ¹, Anisimova N.Yu. ²,
Novruzov K.M. ², Sommadossi S. ³, Kiselevskiy M.V. ²

¹*Osipyan Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russia*

²*Blokhin National Medical Research Center of Oncology of the Ministry of Health of the Russian Federation, Moscow, Russia*

³*Institute for Research in Engineering Sciences and Technologies National Council for Scientific and Technical Research - National University of Comahue, Buenos Aires 1400), Neuquén - Patagonia, 8300 Argentina*
straumal@issp.ac.ru

The pivotal role of metal implants within the host's body following reconstructive surgery hinges primarily on the initial phase of the process: the adhesion of host cells to the implant's surface and the subsequent colonization by these cells. Notably, titanium alloys and stainless steel represent a significant class of materials used for crafting metal implants. This study, however, marks the first investigation into how the phase composition of titanium alloys, encompassing the volume fractions of α , β , and ω phases, influences cell adhesion to the implant's surface. Moreover, the research delves into the examination of induced hemolysis and cytotoxicity. To manipulate the phase composition of titanium alloys, various parameters were altered, including the chemical composition of titanium alloys with iron and niobium, annealing temperature, and high-pressure torsion parameters. By systematically adjusting these experimental parameters, we were able to discern the distinct impact of phase composition. As a result, the study unveiled that the colonization of the surfaces of the examined Ti–Nb and Ti–Fe alloys by human multipotent mesenchymal stromal cells exhibits an upward trend with the increasing proportion of the ω -phase, concurrently accompanied by a decrease in the α - and β -phases. These findings signify a new avenue for advancing Ti-based alloys for both permanent implants and temporary fixtures, capitalizing on the ability to regulate the volume fractions of α , β , and ω phases. Furthermore, the promising characteristics of the ω -phase suggest the potential emergence of a third generation of biocompatible Ti alloys, the ω -based materials, following the first-generation α -Ti alloys and second-generation β -alloys. The titanium alloy + stainless steel composites obtained by diffusion welding were also studied in this work.

Acknowledgement

This research was funded by the Russian Ministry of Science and Higher Education (contract no. 075-15-2023-609 grant no. 13.2251.21.0224).

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА КАЧЕСТВО РЕЗЬБЫ

Терегулова А.А.¹, Ишмухаметова Г.М.², Пескишев С.А.³, Вологжанина С.А.¹

¹ Санкт-Петербургский Горный Университет Императрицы Екатерины II
Санкт-Петербург, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

³ АО «Северо-Западный региональный центр Концерна ВКО «Алмаз-Антей» -
Обуховский завод», Санкт-Петербург, Россия

ter.adelya@gmail.com

Крепёжные элементы широко используются в различных конструкциях, и изготавливаются различными методами, при выборе которых учитываются множество факторов. В массовом производстве методы холодного пластического деформирования преимущественны благодаря обеспечению высоких эксплуатационных характеристик, технических и экономических показателей. Накатывание резьбы (рис. 1 а) – метод, позволяющий получить высокое качество и производительность ее формирования. Применение метода накатки обусловлено его положительными качествами, как обеспечение оптимального сочетания прочности и пластичности формованных деталей, высокая частота поверхности, точность, экономия материала и сокращение времени производства [1]. Несмотря на то, что процессы давно отработаны, при применении данного прогрессивного метода возникают различного рода дефекты.

В данной работе объектом исследования являлись болты класса прочности 8.8 следующих типоразмеров: М16 – М24, изготовленные из конструкционной стали марки 40Х ГОСТ 4543-71. Проведены исследования микроструктуры, твердости и механических свойств болтов. Рассмотрен вопрос возникновения и характер дефекта типа «закат», что по ГОСТ 6157-3-2014 п.3.6 классифицируется как прикатанная складка металла в резьбе.

На исследованных болтах не выявлено отклонений от показателей по исследованию механических характеристик ГОСТ ИСО 898-1-2014. В процессе накатки происходит вытягивание зерен в основание резьбы и образование выраженной ориентации волокна вдоль профиля (рис.1б), что способствует увеличению прочности в нижней части зуба (рис.1в). Установлено, что образование дефекта не связано с ориентацией волокна и анизотропией по неметаллическим включениям. Следовательно, явного влияния структурных факторов на образование закатов в данной работе не выявлено [2].

Предварительно установлено, что литературных, практических данных по влиянию структурных факторов, а именно процессов структурно-дислокационных предпосылок, и их связи с общеизвестными характеристиками прочности, особенно с пределом текучести недостаточно. Сделано предположение о возможном влиянии физического предела текучести на образование линий Чернова-Людерса в процессе пластического деформирования профиля зуба и образования закатов [3].

Дальнейшие исследования будут направлены на изучение моделирования процесса формообразования резьбы в условиях пластического деформирования резьбонакатными роликами.

Исследование влияния термической обработки и состояния резьбонакатного инструмента на формообразование.

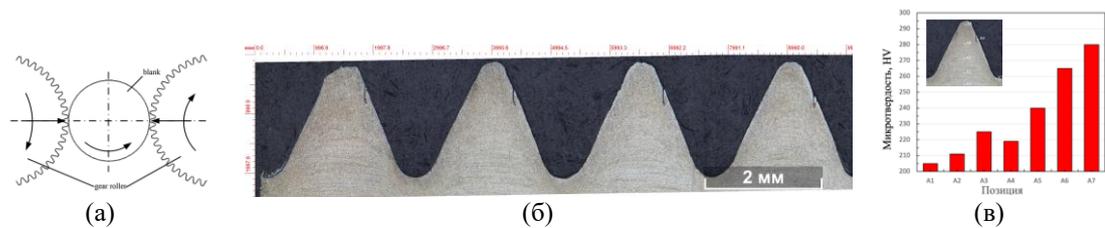


Рис. 1: а) схема процесса накатывания резьбонакатными роликами, б) панорамный вид профиля резьбы, х50, в) распределение микротвердости на сформированном зубе резьбы

Список литературы

1. Zhang S., Fan S., Dong P. The importance of forming parameters on rolling process and the performances of component in forming long threads // Proc. Inst. Mech. Eng., Part E: J. Process Mech. Eng. – 2020. Vol. 234(1). – P. 29–36. – DOI: 10.1177/0954408919879823.
2. Zhang S., Zhang D., Wang Y. The planetary rolling process of forming the internal thread // Int J. Adv. Manuf. Technol. – 2020. Vol. 107. – P. 3543–3551. – DOI.org/10.1007/s00170-020-05289-8.
3. Кукса Л. В., Черепенников А. В. Микромеханизм деформации и физико-механические свойства стали при растяжении, сжатии и испытаниях на устойчивость // ИЗВЕСТИЯ ВолГТУ. – 2008. – № 10 (48). – С. 118-122.

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ И СВЕРХПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА GRADE 4

Усманов Э.И.¹, Валиев Р.Р.¹, Валиев Р.З.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Usm4nov-emil@yandex.ru

Повышение прочности технически чистого титана Grade 4 в настоящий момент является актуальной задачей, что позволит значительно увеличить его привлекательность в качестве конструкционного материала для биомедицинских имплантатов [1].

Ранее в нашей работе [2] было показано, что титан Grade 4 с повышенной прочностью ($\sigma_b \approx 1500$ МПа) можно получить посредством комбинирования интенсивной пластической деформации (ИПД) и термообработок. Для определения физической природы сверхпрочного состояния были проведены расчеты вкладов различных механизмов в прочность наноструктурного титана Grade 4. Результаты показали значительное расхождение между экспериментальными и расчетными данными по пределу текучести в высокопрочном состоянии. Экспериментальные данные продемонстрировали более высокие прочностные свойства по сравнению с расчетами. Было предположено, что данное расхождение обусловлено влиянием механизма, связанного с зернограничными сегрегациями. Для проверки предложенной гипотезы в настоящей работе были проведены исследования тонкой структуры границ зерен наноструктурного титана Grade 4 методом атомно-зондовой томографии (АЗТ).

АЗТ осуществляли с помощью атомного зонда CAMECA LEAP 4000X SI, основанного на концепции локального электрода. Съемку образца осуществляли в вакууме $2,67 \times 10^{-9}$ Па при температуре образца 40 К, частоте повторения импульсов 200 кГц и энергии УФ-лазера 40 пДж. Данные эксперименты проведены совместно с партнерами из Нанкинского университета науки и технологий, г. Нанкин, КНР.

По результатам АЗТ удалось определить, что комбинированная обработка титана Grade 4 приводит к формированию зернограничных сегрегаций атомов железа в объеме материала. При этом наблюдаемые сегрегации довольно равномерно распределены вдоль границ зерен, а их концентрация в некоторых областях достигает 3,3%, что в 10 раз превышает данный параметр в объеме зерен. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о диффузии атомов железа к границам зерен титана Grade 4 в результате комбинированной обработки ИПД.

Выполнен анализ влияния обнаруженных сегрегаций на сверхвысокую прочность полученного в работе [2] наноструктурного технически чистого титана Grade 4. Показано, что зернограничные сегрегации железа могут препятствовать испусканию дислокаций из границ зерен [3] и тем самым положительно влиять на повышение прочности материала.

Благодарность

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

Список литературы

1. Froes F. H., Qian M. Titanium in Medical and Dental Applications. – Duxford: Woodhead Publishing, 2018. – 654 pp.
2. Usmanov E.I., Rezyapova L.R., Valiev R.Z. High-Strength State and Strengthening Mechanisms of Ultrafine-Grained Titanium // Phys. Mesomech. – 2023. – Vol. 26. – No. 5. – P. 483–494. – DOI:10.1134/S1029959923050016.
3. Strength enhancement induced by grain boundary solute segregations in ultrafine-grained alloys / S. Bobylev, N. Enikeev, A. Sheinerman, R. Valiev // Int. J. Plast. – 2019. – Vol. 123. – P. 133–144. – DOI:10.1016/j.ijplas.2019.07.013.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ 12% Cr СТАЛИ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Фрик А.А., Никитина М.А., Ганеев А.В., Исламгалиев Р.К.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

E-mail: frikaleksandra@gmail.com

Прочность и ударная вязкость являются важными свойствами сталей, обеспечивающими снижение массы и повышение надежности. Прочность сталей может быть повышена с помощью различных механизмов упрочнения, включая измельчение зерна и дисперсионное упрочнение. Например, недавно были проведены исследования микроструктуры ферритно-мартенситных сталей, обработанных равноканальным угловым прессованием или прокаткой, с целью оценки влияния измельчения зерна на прочность и пластичность. В то же время в различных металлических материалах после измельчения зерен снижается ударная вязкость из-за охрупчивания вследствие снижения пластичности.

В настоящей работе было изучено влияние закалки на структуру и свойства ферритно-мартенситной стали, предварительно подвергнутой холодной прокатке.

В результате холодной прокатки до 50% произошло формирование полосовой бимодальной структуры со средним размером зерна до 220 нм. Образцы стали, подвергнутые деформационной обработке, подвергали последующей перезакалке с температуры выше фазового перехода феррит/аустенит в диапазоне температур 700-900°C с шагом 50°C, в результате которой сформировалась структура с равноосными зернами размером $2\pm 0,5$ мкм. Внутри микронных зерен наблюдались пластины мартенсита, ширина которых колебалась от 20 до 250 нм. Карбиды после перезакалки сохраняли свое распределение, сформированное при прокатке. После перезакалки с температуры 700°C сформировались двойники средней шириной 75 нм. При увеличении температуры перезакалки уменьшается средняя ширина нанодвойников и при температуре перезакалки 850 °C составляет 27 нм. После увеличения температуры до 900°C произошел резкий рост средней ширины двойников. В связи с этим, для дальнейшего изучения прочностных свойств, были выбраны образцы, подвергнутые перезакалке с температуры 850 °C.

При измерении микровердosti образцов стали определено, что с повышением температуры перезакалки происходит увеличение микротвердosti, обусловленное формированием более однородной УМЗ структуры пакетного мартенсита с равномерным распределением карбидных частиц и повышенной долей специальных границ.

Образцы после холодной прокатки на 50%, подвергнутые дополнительной перезакалке показывают прочность 1380 МПа, что превышает значения после стандартной термической обработки более чем на 50%, при этом пластичность составила 15%. Прокатка стали ЭИ-961Ш в комбинации с перезакалкой позволяет увеличить предел ограниченной выносливости на 59% с 472 МПа после стандартной обработки до 750 МПа. Значение ударной вязкости увеличивается в 7,5 раз (1120 кДж/м²) по сравнению со стандартной термической обработкой, что связано с измельчением зеренной структуры, дальнейшая перезакалка повышает значение ударной вязкости дополнительно в 3 раза вследствие появления нанодвойников.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 22-19-00445 «Ультрамелкозернистые гетерогенные легкие сплавы с превосходной прочностью, пластичностью и ударной вязкостью».

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПЭО ПОКРЫТИЙ НА ЛЕГКИХ СПЛАВАХ

Хаматдинов Р.З., Парфенов Е.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

khamatdinov.rz@ugatu.su; parfenov.ev@ugatu.su

Задача нанесения функциональных покрытий на сегодняшний день является одной из самых актуальных в области материаловедения и инженерии. Наноструктурные покрытия на легких сплавах обладают повышенными трибологическими свойствами, высоким сопротивлением к износу и коррозионной стойкостью, что делает их идеальными для применения в различных отраслях, включая автомобилестроение, аэрокосмическую промышленность и медицину.

Одним из эффективных методов получения наноструктурных функциональных покрытий является метод плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО). ПЭО представляет собой технологию, при которой происходит окисление поверхности детали под действием плазмы кратковременных микроразрядов в водном растворе электролита. Этот процесс обеспечивает образование прочных и адгезионно устойчивых оксидных слоев, которые значительно улучшают эксплуатационные характеристики легких сплавов на основе алюминия, магния, титана. В результате применения ПЭО удается достичь не только увеличения коррозионной стойкости, но и повышения твердости, что в свою очередь способствует продлению срока службы изделий. Для исследования данного процесса была разработана автоматизированная установка в Уфимском университете науки и технологий.

Установка способна обеспечить необходимые условия для ПЭО. Установка состоит из системы управления и сбора данных, технологического источника напряжения, инвертора, системы термостабилизации, системы вытяжной вентиляции и электрохимической ванны. Система управления и сбора данных представляет собой системный блок компьютера со специально разработанным комплексом программного обеспечения, который позволяет регулировать напряжение, ток, частоту и скважность импульсов. Система также регистрирует значения напряжения, тока и температуры электролита во время процесса ПЭО, для чего в электрохимическую ванну установлены гальванически развязанные датчики. Связность системы управления обеспечивают интерфейсы Ethernet (с дополнительным коммутатором) и RS485.

Технологический источник напряжения в совокупности с инвертором (преобразователем постоянного напряжения в импульсное) генерирует мощное высокочастотное переменное напряжение, которое и вызывает образование микроразрядов с электролитным катодом в пузырьках электролита на поверхности детали.

Электрохимическая ванна имеет ёмкость 50 литров. К ванне подключена система термостабилизации, которая предотвращает перегрев деталей и электролита, обеспечивая постоянное значение температуры электролита. Ванна подключена к системе вытяжной вентиляции.

В совокупности установка обладает следующими характеристиками: мощность до 27 кВт; частота импульсов до 20 кГц; амплитуды импульсов напряжений: анодных – до 700 В, катодных – до 200 В; стабилизация напряжения и тока; регистрация технологических параметров процесса ПЭО.

Таким образом, исследовательская автоматизированная установка плазменно-электролитического оксидирования представляет собой комплексное оборудование, которое позволяет эффективно отрабатывать технологии формирования наноструктурных защитных покрытий на изделиях из легких сплавов.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА ЛЕГИРОВАННОГО УГЛЕРОДОМ

Хайбулина Н.А.¹, Ганеев А.В.¹, Нафиков Р.К.¹

¹ФГБОУ ВО «УУНУТ», Уфа, Россия

nkhaibulinaw@yandex.ru

Высокоэнтروпийные сплавы отличаются от традиционных тем, что содержание разных элементов сплаве одинаково в процентном (эквивалентном) соотношении, такое соотношение элементов снижает склонность к образованию интерметаллидов и образованию однофазных растворов замещения с ОЦК- или ГЦК-структурой.

В данной работе рассмотрено влияние легирования и термомеханических обработок на свойства сплава Кантора. При комнатной температуре сплав обладает низкой прочностью и не может использоваться как конструкционный материал. Одним из решений является легирование сплава атомами внедрения.

В качестве материала исследования был выбран высокоэнтропийный сплав Кантора, легированный 1% углерода, состав указан в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сплава Кантора, легированного 1% углерода (вес %)

Fe	Mn	Cr	Ni	Co	C
19,9	20,0	20,0	20,0	19,0	1,1

Для изучения свойств материал подвергли холодному прокату со степенью обжатия 80% и дополнительно интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) давлением 6 ГПа, 10 оборотов, со скоростью вращения 2 об/мин при температуре 300°C. Далее образцы с базой 4 мм были испытаны на растяжение со скоростью 10^{-3} с^{-1} при комнатной температуре в результате проведения испытаний были получены кривые (рис. 1). Выявлено, что при холодном прокате прочность достигает 1200 МПа со степенью деформации 7%, дополнительная интенсивная пластическая деформация кручением повысила прочность до 1770 МПа, при этом отсутствует пластичность материала.

Таким образом деформация может поднять механические свойства сплава. Далее была проведена серия отжигов материала, подвергнутого холодному прокату и последующей ИПДК, чтобы получить максимальные результаты механических свойств. Серия проведенных отжигов показывает, что оптимальной температурой отжига достигает 400°C в течении 7 часов.

Результаты представлены в таблице 2.

Таблица 2. Результаты проведенной серии отжигов

Температура, °C	1	2	3	4	5	6	7	4
	00	00	00	00	00	00	00	00
Время, ч	1	1	1	1	1	1	1	7
Микротвердость, HV	5	5	5	5	6	5	3	6
	70	80	85	80	20	30	20	10

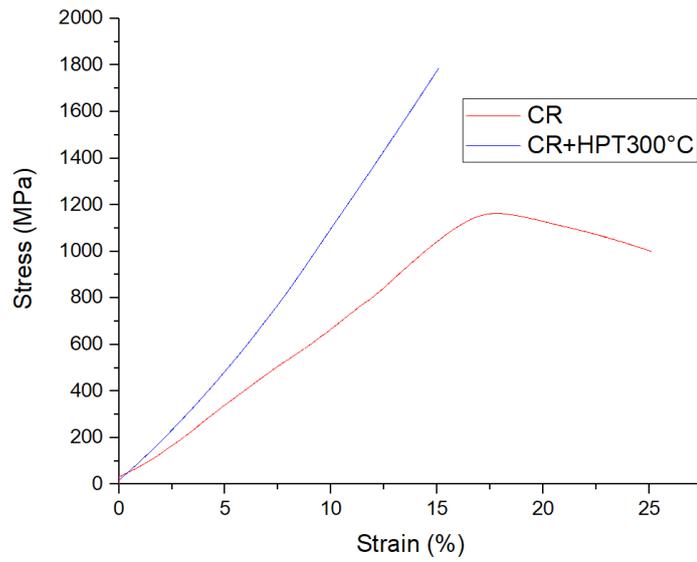


Рис. 1. Кривые растяжения сплава Кантора легированного 1% углерода: а – 1С после холодного проката, б – 1С после холодного проката и ИПДК при 300°С

ВЛИЯНИЕ ИПД НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-0.8Li

Хасанова А.Р.¹, Сиразеева А.Р.¹, Аксенов Д.А.^{1,2}, Большаков Б.О.¹,
Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Кулясова О.Б.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

hasanova-0303@mail.ru

На данный момент самым известным биоразлагаемым металлом является магний, обладающий хорошей биосовместимостью и являющийся важным микроэлементом человеческого организма, однако он обладает и серьезными недостатками, до сих пор не решенными, главными из которых являются высокая скорость коррозии и выделение газообразного водорода. Цинк, обладая теми же положительными качествами, что и магний, лишен его недостатков, то есть обладает оптимальной скоростью коррозии и его разложение не сопровождается выделением водорода, что делает его более привлекательным в качестве материала для имплантатов. В то же время цинк имеет низкие прочностные характеристики, не позволяющие использовать его по вышеуказанному направлению медицины. Легирование цинка Li повышает прочностные характеристики цинка, однако сплавы системы Zn-Li являются хрупкими. В связи с чем задача повышения прочностных свойств и пластичности цинковых сплавов является актуальной на данный момент. Также ранее было установлено, что применение метода равноканального углового прессования к металлическим материалам приводит к увеличению прочностных характеристик, за счет измельчения зеренной структуры. Однако в литературе нет публикаций о микроструктуре и свойствах сплавов системы Zn-Li, обработанных методом РКУП. Поэтому целью данной работы было выявить эволюцию структуры в процессе РКУП и ее влияние на механические свойства сплава Zn-0,8%Li.

В качестве материала для исследования был выбран биоразлагаемый цинковый сплав, легированный литием – Zn-0,8%Li (вес.%).

Было определено, что в исходном состоянии сплав состоит из эвтектики Zn+LiZn₄ и первичной фазы LiZn₄, состоящей из крупных дендритов и игольчатых выделений Zn. Помимо этого, исходное состояние сплава характеризовалось низкими механическими свойствами и отсутствием пластичности. Исследование показало, что обработка Zn-0,8%Li комбинированием методов прокатки и РКУП приводит к трансформации структуры сплава и формированию зерен, что значительно увеличивает показатели прочностных характеристик: предел прочности увеличивается до 512 МПа, предел текучести до 420 МПа, а также ведет к появлению у сплава пластичности.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-43-00154). Исследовательская часть работы проводилась с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий).

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ УМЗ СОСТОЯНИИ БИОРАЗЛОГАЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-Zn-Ca

Худододова Г.Д.¹, Кулясова О.Б.¹, Парфенов Е.В.¹, Ишмухаметова Г.М.¹,
Исламгалиев Р.К.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
Khudododova.gd@gmail.com

Одним из перспективных направлений научных исследований в последнее время является разработка биорастворимых металлических материалов применительно к изготовлению медицинских имплантатов, поскольку в этом случае не требуется повторной операции по удалению отслужившего имплантата. Среди биорастворимых металлов особый интерес представляет магний, модуль Юнга которого близок к модулю Юнга костных тканей человека [1]. Однако чистый магний имеет низкую прочность, для повышения которого обычно используют легирование. В настоящей работе в качестве легирующих элементов использованы Zn и Ca, поскольку они обладают хорошей биосовместимостью.

В качестве исходного материала был выбран магниевый сплав Mg-1%Zn-0,2%Ca, Mg-1%Ca, Mg-1%Zn (вес. %), отлитый на Соликамском опытно-металлургическом заводе (Россия). Образцы были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 450°C, в течение 24 часов с последующей закалкой в воду [2]. Это состояние было выбрано исходным. Деформационная обработка была проведена методом ИПДК при комнатной температуре с 10 оборотом под давление 10 ГПа. Для термической стабильности к ИПДК образцам проводили дополнительные отжиги с интервалом температур от 150°C до 300°C. Коррозионное испытание проводилось при температуре 36,6°C в растворе Рингера в течение месяца. На каждое состояние было исследовано по 3 образца. Вид и изменение массы образцов фиксировали каждые сутки с периодичной заменой раствора Рингера один раз в неделю, для удаления продукт коррозии Mg (ОН)₂ были выбраны реагенты по ГОСТу [3].

Структура гомогенизированного состояния сплава Mg-1Zn-0,2Ca состоит из α-твердого раствора Mg со средним размером зерна 270 мкм и частиц Ca₂Mg₆Zn₃ размером до 4 мкм, объемная доля этих частиц составила 2%. В сплаве Mg-1%Ca структура в гомогенизированном состоянии представляет собой твердый раствор (α-Mg) с эвтектикой (α-Mg+Mg₂Ca). Объемная доля эвтектики составила 6%. В образцах сплава Mg-1%Zn после гомогенизации размер зерен составил 555 мкм при отсутствии частицы.

В сплаве Mg-1Zn-0,2Ca методом ИПДК была сформирована однородная нанокристаллическая структура со средним размером 90 нм. В структуре были обнаружены частицы Ca₂Mg₆Zn₃ размером 10 нм. Объемная доля мелкодисперсных частиц составила около 1%. В сплаве Mg-1%Ca обработка ИПДК приводит к сильному измельчению зерна, средний размер зерна составила 210 нм. В структуре обнаружены дисперсные частицы Mg₂Ca около 5 нм. В результате деформации в процессе ИПДК произошло дробление эвтектики с уменьшением её объема до 4%. Вероятно, произошло частичное ее растворение в условиях интенсивной пластической деформации. В процессе ИПДК в сплаве Mg-1%Zn был сформирован средний размер зерен 250 нм.

Далее были проведены исследования термостабильности структуры в диапазоне температур от 150°C до 300°C. До температуры отжига 200°C структура ИПДК образцов сплава Mg-1Zn-0,2Ca практически стабильна. Заметный рост зерен в структуре ИПДК образцов начался с температуры дополнительного отжига при температуре 250°C, после которой средний размер зерен увеличился до 550 нм. При

этой температуре выявлено увеличение размера частиц до размера 80 нм, объемная доля их составила 7,5%. После отжига при температуре 300°C средний размер зерен увеличился до 4 мкм. Сплав Mg-1Ca после ИПДК и отжига при 250°C показал увеличение среднего размера зерен до 1,4 мкм и среднего размера частиц до 70 нм. Объемная доля эвтектики увеличилась с 4% в ИПДК состоянии до 5%. Сплав Mg-1Zn после ИПДК и отжига при 150°C имел средний размер зерна 3 мкм. В результате отжига при 300°C средний размер зерен увеличивался до 24,5 мкм.

В результате исследований наноструктурных ИПДК образцов исследуемых сплавов показана возможность управления их коррозионными свойствами за счет формирования нанодисперсных частиц анодного или катодного типа. Установлено, что корродирование поверхности сплава Mg-1Zn-0,2Ca происходит по катодной реакции, причём наиболее стойким состоянием сплава Mg-1Zn-0,2Ca является гомогенизированное состояние, в котором скорость коррозии на 32-е сутки составила 0,54 мм/год (рисунок 1а). В сплаве Mg-1Ca корродирование поверхности происходит по анодной реакции, причём наиболее интенсивно коррозия идёт в исходных КЗ образцах, в структуре которых наблюдали корсетную эвтектику, содержащий гальваническую пару α -Mg - Mg₂Ca, а ИПДК образцы продемонстрировали более высокую коррозионную стойкость в связи с обрушением эвтектики и снижением ее доли с 6% до 4%. В сплаве Mg-1Zn, частицы отсутствовали, поэтому коррозия шла по дефектам кристаллической решетки в виде границ зерен, которых было больше всего в ИПДК образцах. Поэтому в ИПДК образцах наблюдалась наибольшая скорость коррозии (рисунок 1 в).

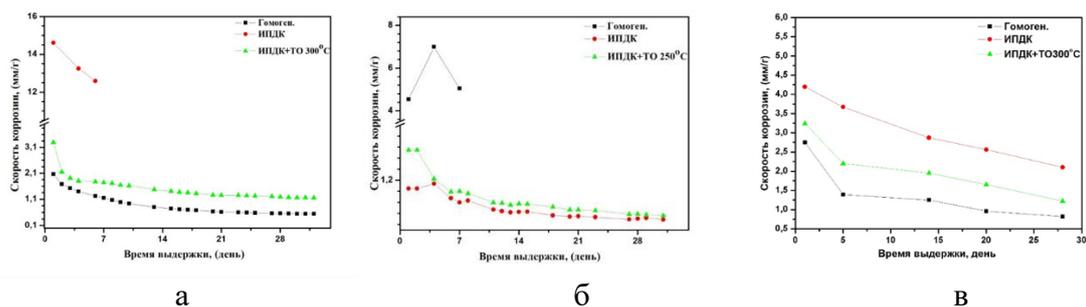


Рис. 1. График скорость коррозии магниевых сплавов: а) Mg-1Zn-0,2Ca, б) Mg-1Ca в) Mg-1Zn

Благодарность

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

Список литературы

1. Gu, X.N.; Zheng, Y.F. A review on magnesium alloys as biodegradable materials. *Front. Mater. Sci. China* 2010, 4, 111–115.
2. Худододова Г.Д., Кулясова О.Б., Нафиков Р.К., Исламгалиев Р.К. Структура и механические свойства биомедицинского магниевого сплава Mg-1%Zn-0,2%Ca // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 2. С. 105–112. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-2-105-112.
3. ASTM-E8-04, Standard test methods for tension testing of metallic materials, annual book of ASTM standards. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials. – 2004.

ВЛИЯНИЕ ЧАСТИ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ НА УДЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ СПЛАВОВ

Чембарисова Р.Г., Галактионова А.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

chroza@yandex.ru

Металлические материалы особенно интересны тем, что через них может течь электрический ток. Чистая медь обладает самой высокой электропроводностью среди промышленных металлов, является привлекательным материалом еще и в силу разумной цены. Однако для многих применений проводников и кабелей требуется прочность, превышающая прочность чистой меди, например для контактов разъема. В этих ситуациях появляется необходимость использования медных сплавов. Легирующие элементы повышают удельное электрическое сопротивление, что является недостатком сплавов, упрочненных твердым раствором. Для повышения электропроводности и прочности применяется процедура отжига при температурах гораздо более низких, чем температура, при которой достигается предельная растворимость элементов, в результате чего можно получить сплавы с низким содержанием легирующих элементов в матрице за счет выделения различных преципитатов. Выделившиеся атомы образуют вторичные фазы - интерметаллиды различного состава и морфологии, которые упрочняют материал, а понижение концентрации легирующих элементов в матрице приводит к повышению электропроводности. Еще одним положительным моментом применения сплавов, упрочненных частицами вторичных фаз, является их устойчивость к релаксации под воздействием повышенных температур. Частицы при высоких температурах не растворяются, в результате повышенные прочностные свойства сохраняются.

В то же время уместно заинтересоваться тем, насколько сами частицы вторичных фаз оказывают влияние на электропроводность сплавов на основе меди. Частицы представляют собой островки разного размера, состава, структуры, морфологии, внутри которых электроны живут своей жизнью. Есть границы этих островков, на которых могут рассеиваться электроны, двигаясь в матрице. В данной работе представлены результаты рассмотрения решения этой задачи на примере сплава Cu-0.6 вес.% Cr-0.1 вес.% Zr.

Приращение удельного электрического сопротивления, связанного с присутствием преципитатов, обусловлено как рассеянием электронов, живущих в медной матрице сплава Cu-0.6 вес.% Cr-0.1 вес.% Zr, на поверхностях частиц, так и рассеянием электронов, живущих внутри частиц, на точечных дефектах, фононах и электронах, присутствующих внутри самих частиц.

Расстояние, которое проходит электрон с групповой скоростью v_{gp} , равной энергии Ферми μ_F от одной частицы фазы i до другой в матрице за время $\tau_{e,ci}$ равно $\lambda_i = v_{gp} \tau_{e,ci}$. При этом приращение удельного сопротивления за счет рассеяния на частицах можно представить в виде

$$\rho_{e,ci} = \frac{m^*}{n_e e^2} \frac{1}{\tau_{e,ci}} = \frac{m^*}{n_e e^2} \frac{v_{gp}}{\lambda_i}, \quad \lambda_i = \frac{1}{n_{ci} \pi r_{ai}^2}, \quad (1)$$

где n_{ci} – объемная плотность частиц вторичной фазы i , n_e – концентрация электронов в матрице, πr_{ai}^2 – сечение атома включения на поверхности частицы. m^* – эффективная масса электрона.

Приращение удельного сопротивления во внутренних областях за счет рассеяния на атомах включений, можно рассчитать в терминах вторичного квантования. Однако

принимая во внимание, что в меди Ферми – поверхность остается близкой к сферической, расчеты можно проводить, используя модель Ферми-газа [1]:

$$\rho_{ami} = \frac{k_i^3 \hbar l_i^4 n_{ai} C_{ai}}{9e^2 \pi n_{ei}} \left[1 - \frac{\sin 2k_i l_i}{2k_i l_i} \right]. \quad (2)$$

C_{ai} – концентрация легирующих атомов, n_{ei} – концентрация электронов в частице фазы i , n_{ai} – концентрация атомов матрицы частицы. Размеры области взаимодействия электрона с атомом включения выбраны равными $l_i^3 = a_i^3 / 4$, где a_i – параметр решетки частицы. e – заряд электрона, k_i – волновое число.

Приращение удельного сопротивления за счет электрон-фононных взаимодействий, рассчитанное в терминах вторичного квантования, в случае металлов с открытой поверхностью Ферми при $T \ll \Theta_D$ ведет себя как $\rho_{e,ph} \propto T^5 / n_{ei}$. В то же время приращение удельного сопротивления в результате электрон-электронных взаимодействий – как $\rho_{e,ei} \propto T^2 / n_{ei}$, $\rho \propto T^2 / n_{ei}$ [2, 3].

Во внутренних областях частиц составляющая среднего значения величины $\rho_{e,ph}$, рассчитанной с учетом их объемных долей (см. таблица 1), $\rho_{e,ph} = \left(1 - \sum_{i=1}^5 f_{secs,li} \right) \rho_{e,phCu} + \sum_{i=1}^5 f_{secs,li} \rho_{e,phi}$, связанная с электрон-фононными взаимодействиями, оказывается на два порядка меньше составляющей, связанной с рассеянием электронов в медной матрице ($\rho_{e,phCu}$).

Таблица 1. Концентрация легирующих атомов C_{ai} , концентрация электронов в частицах n_{ei} , приращение удельного сопротивления в результате рассеяния на точечных дефектах ρ_{ami} , приращение удельного сопротивления в результате рассеяния электронов на фононах $\rho_{e,phi}$ во внутренних областях частиц, объемные доли крупных f_{secli} [1] и мелких f_{secsi} [1] частиц фаз в исходном состоянии, номер фазы i .

Фазы	C_{ai}	n_{ei}	$\rho_{e,ami}$	$\rho_{e,phi}$	f_{secsi}	f_{secli}	i
Cr	-	-	-	$2,7 \cdot 10^{-8}$	$1,0 \cdot 10^{-4}$	$5,8 \cdot 10^{-3}$	1
CuCr ₄	0,200	$1,505 \cdot 10^{29}$	$8,2 \cdot 10^{-8}$	$2,0 \cdot 10^{-9}$	$1,3 \cdot 10^{-4}$	$5,2 \cdot 10^{-4}$	2
CuCr	0,500	$1,259 \cdot 10^{29}$	$4,7 \cdot 10^{-7}$	$1,1 \cdot 10^{-8}$	$3,1 \cdot 10^{-4}$	$1,3 \cdot 10^{-3}$	3
Cu ₅₁ Zr ₁₄	0,215	$8,506 \cdot 10^{28}$	$3,0 \cdot 10^{-7}$	$1,7 \cdot 10^{-8}$	$4,6 \cdot 10^{-4}$	$1,9 \cdot 10^{-3}$	4
Cu ₅ Zr	0,167	$8,497 \cdot 10^{28}$	$2,3 \cdot 10^{-7}$	$1,7 \cdot 10^{-8}$	$3,6 \cdot 10^{-4}$	$1,5 \cdot 10^{-3}$	5

Аналогичная картина наблюдается для составляющей среднего значения удельного сопротивления $\rho_{e,e}$, связанного с электрон-электронными взаимодействиями. Однако составляющая среднего значения величины $\rho_{e,am}$, связанная с рассеянием электронов на атомах, оказывается на порядок больше составляющей в матрице. Рассеяние на атомах, расположенных на поверхностях частиц фаз i (1), приводит к приращению удельного сопротивления на величину $\rho_{e,v} \sim 10^{-10}$ Ом·м, ($\rho_{e,am} \sim 10^{-9}$). Лишь рассеяние электронов на атомах включений во внутренних областях частиц (2) оказывает заметное влияние на приращение удельного сопротивления материала.

Список литературы

1. Чембарисова Р.Г., Галактионова А.В., Ямилева А.М. Эволюция частиц вторичных фаз в сплавах системы Cu-Cr-Zr с предельно низкой концентрацией твердого раствора в процессе деформационно-термической обработки // ФММ. - 2021. - Т. 122, №1. - С. 45-52.
2. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. - Москва: Наука, 1978. – 791 с.
3. Абрикосов А.А. Основы теории металлов. - Москва: Наука, 1987. – 520 с.

СРАВНЕНИЕ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СПЛАВОВ TiNi С РАЗЛИЧНЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ В БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Чуракова А.А.^{1,2}, Исхакова Э.И.^{1,2}, Кадилов П.О.³

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа, Россия

³Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия

churakova_a@mail.ru

Сплавы с памятью формы нашли широкое применение в медицине в качестве имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов. Для использования сплавов TiNi в качестве устройств, работающих в коррозионных средах, к ним предъявляются повышенные требования по коррозионной стойкости и коррозионно-усталостной долговечности в различных средах. Однако такие исследования практически отсутствуют в литературе для сплавов TiNi.

В качестве материала исследования были выбраны сплавы TiNi с большим содержанием Ni относительно стехиометрии - Ti_{49,3}Ni_{50,7}, Ti_{49,1}Ni_{50,9}, Ti_{49,0}Ni_{51,0}. Для формирования твердого раствора на основе В2 фазы проводилась закалка сплавов из области гомогенности (от 800 °С 1 час) в воду. В качестве коррозионных сред использовались следующие растворы: 0,9% NaCl, раствор Хэнкса. Механоциклирование образцов проводилось при выдержке в указанных растворах для оценки коррозионно-усталостной долговечности. Деформация в каждом цикле осуществлялась посредством изгиба на установке «Устройство для изучения коррозионно-усталостного разрушения металлов и сплавов в ходе механических испытаний в жидком электролите» и составила 3% за в каждом цикле (исследования проводились в НИТУ «МИСиС» Кадиловым П.О.). В каждом растворе было исследовано по 3 образца. Механоциклирование образцов следовало после достижения стационарных значений электродных потенциалов (≈ 7000 с.). Расчет деформации ε проводился методом шаблонных дуг по следующей формуле:

$$\varepsilon = \frac{d}{D + d} \cdot 100,$$

где D – диаметр дуги, d – толщина образца.

После начала процесса механоциклирования наблюдается скачок потенциала в область отрицательных значений (для всех исследуемых образцов), что возможно связано с разрушением пассивной пленки на поверхности образца, сформированной в процессе установления стационарного потенциала. Последующий процесс механоциклирования приводит к анодной поляризации (смещение значения электродного потенциала в область положительных значений), что может быть связано с постепенным восстановлением разрушенной пассивной пленки. После некоторого времени в процессе механоциклирования наблюдается монотонное смещение значений электродного потенциала в область отрицательных значений. Это может быть связано с увеличением плотности дислокаций в процессе механоциклирования, что в определенный момент приводит к разрушению пассивной пленки, и соответственно к смещению электродного потенциала в отрицательную сторону. Монотонное смещение потенциала в отрицательную сторону дает основание полагать, что процессы разрушения пассивной пленки преобладают над процессами ее образования. По мере дальнейшего процесса механоциклирования, и соответственно распространения

коррозионно-усталостной трещины, удельная нагрузка на образец увеличивается вследствие уменьшения эффективного сечения образца (расход материала идет на образование пассивной пленки). По хронопотенциограммам были определены точки начала циклирования и разрушения образца, а также количество циклов механоциклирования в каждом растворе.

По полученным результатам можно сделать следующие выводы: в растворе NaCl наблюдается большее количество циклов, которое выдерживает образец при испытаниях, это характерно для всех исследуемых сплавов, при этом наиболее значение наблюдалось в сплаве $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$, а наименьшее $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$. Подобная тенденция характерна и для испытаний в растворе Хэнкса, однако наиболее количество циклов выдержанных при механоциклировании наблюдается на образцах сплава $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$. Такие особенности могут быть связаны с толщиной оксидного слоя в сплавах TiNi различного состава. Для подробного объяснения особенностей коррозионно-усталостной долговечности в различных растворах сплавов TiNi различного химического состава проводятся исследования структуры и для сранение коррозионно-механической прочности.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-73-00289, <https://rscf.ru/project/22-73-00289/>.

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ИЗДЕЛИЙ ИЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ

Шаяхметов У.Ш.¹, Чудинов В.В.², Хамидуллин А.Р.¹, Захаров А.В.¹

¹УУНиТ, Уфа, Россия

²УУНиТ, Бирск, Россия

rusairu@ufanet.ru

Нанокерамические материалы и многофункциональные нанокерамические композиты (МНКК) получили обширное применение в строительстве, авиастроении, атомной энергетике и т.д. за счет особых эксплуатационных свойств. В Башкирском государственном университете с 2012 года (в настоящее время УУНиТ), коллектив сотрудников под руководством профессора Шаяхметова У.Ш. проводит исследования и разрабатывает технологии производства многофункциональных нанокерамических композитных материалов и изделий.

Производство МНКК состоит из нескольких стадий, на которых материал претерпевает различные физико - химические превращения. При этом последовательно изменяется дисперсная система, твердой фазой которой является исходное изделие. Исходная сыпучая порошкообразная система “газ – твердое” с атомными контактами между частицами на стадии формования переходит в конденсированное состояние “твердое - жидкость” или “твердое – газ – жидкость” с коагуляционными контактами. Последние при высушивании полуфабриката превращаются в конденсационные. Консолидированное состояние материала с развитыми межфазными и межкристаллическими контактами достигается в обжиге.

В качестве исходных материалов используют не только готовые порошки (например, оксидов), но и различные соли – карбонаты, нитраты, гидроксиды, сульфаты и др., которые являются промежуточными продуктами для изготовления необходимых порошков. Для этого используют методы прокаливания, осаждения и соосаждения с последующим прокаливанием, золь-гель процессы, криохимический синтез, электрохимическое окисление металлов, различные виды синтеза - твердофазовый, газофазовый, карботермический, плазменный и др. В результате этих процессов получают порошки с заданными свойствами по химическому и фазовому составам, степени дисперсности, структуре, которые, в свою очередь, определяют ионообменные и адгезивные свойства, активность к спеканию и т. п.

Сырье часто измельчают для дезагрегации, повышения однородности и активности на стадиях формования и обжига. Нанопорошок состоит из частиц разного размера. Его характеризуют фракционным составом, определяющим содержание частиц данного размера, выраженное в процентах. Далее исходные компоненты смешивают для достижения однородности химического, минерального и гранулометрического составов формовочной массы. Иногда в массу вводят временные технологические связки, которые обеспечивают необходимые формовочные свойства и получение прочных бездефектных заготовок.

При подготовке формовочных масс в качестве разжижителей и связующих наряду с такими типичными компонентами как вода, поливиниловый спирт (ПВС) используют многочисленные водорастворимые полимеры и неводные системы, в том числе терморезактивные и термопластичные смолы. При этом особое внимание уделяется однородности формовочной массы, которая тщательно контролируется, при необходимости жидкотекучие и пластичные массы вакуумируют.

К МНКК относят многочисленные виды материалов, объединяемые условно в один класс по принципу использования их в различных областях техники. Они различаются по химическому и фазовому составу, строению и свойствам, однако

имеют и некоторые общие отличительные признаки. В частности, их производят из высококочистых, часто полученных искусственно, в том числе химическими методами, весьма нанопорошков. Производство характеризуется высокой тщательностью, многооперационностью, большим разнообразием методов формования, диктуемыми высокими требованиями, предъявляемыми к точности размеров и свойствам изделия этого класса.

МНКК принято подразделять по основному минералу, определяющему её фазовый состав. На основании этого группа оксидных МНКК включает изделия на основе корунда ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), бадделеита (ZrO_2), бромеллита (BeO), периклаза (MgO), муллита ($\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$), энстатита (MgSiO_3), форстерита (Mg_2SiO_4), кордиерита ($\text{Mg}_2\text{Al}_4\text{Si}_5\text{O}_{18}$), циркона (ZrSiO_4), цельзиана ($\text{BaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$), сподумена ($\text{LiAlSi}_2\text{O}_6$), волластонита (CaSiO_3), перовскита (CaTiO_3); в эту группу также включают все виды керамики, основное вещество которых имеет структуру типа перовскита и на основе рутила (TiO_2), шпинели (MgAl_2O_4), феррошпинели (MeFe_2O_4), хромитов (MeCrO_3).

Группа МНКК на основе бескислородных соединений включает нитриды (Si_3N_4 , AlN , BN и др.), карбиды (SiC , B_4C , TiC , TaC и др.), силициды (MoSi_2), бориды (B_3Si) и др. Эта группа включает также МНКК типа оксинитридов, оксикарбидов, сиалонов.

Учитывая ответственное назначение МНКК, их тщательно оценивают по многочисленным параметрам. Определяют химический и фазовый состав, микроструктуру, плотность, пористость, поровую структуру, различные виды прочности, в том числе при высоких температурах. В зависимости от назначения изделий при необходимости оценивают также твердость, модули упругости и Вейбулла, критический коэффициент интенсивности напряжения, теплопроводность, термическое расширение, термическую стойкость, фрикционные, оптические свойства, электрическое сопротивление, электрическую прочность, диэлектрическую проницаемость и диэлектрические потери, магнитные и пьезоэлектрические свойства.

Массы для изготовления керамических функциональных наноматериалов (МНКК) относят к высокодисперсным массам.

Вакуумплотные, электроизоляционные, конденсаторные, конструкционные МНКК получают из высокодисперсных порошков с размером частиц менее 100 нм (преимущественно менее 20-40 нм). Такие изделия имеют однородную мелкокристаллическую структуру и мелкие поры.

При обжиге заготовок МНКК могут происходить различные физико-химические процессы: термическое разложение исходных сырьевых материалов, химические реакции между компонентами или с газовой средой, полиморфные превращения, эвтектическое плавление, растворение в расплаве одних твердых фаз и кристаллизация из расплава других. Эти процессы могут сопровождаться изменением массы, объема, химического и фазового состава, плотности и пористости.

Среди явлений, протекающих при обжиге, важнейшим является процесс спекания, обуславливающий превращение пористых заготовок из конгломерата слабосвязанных частиц, объединяемых преимущественно силами трения и адгезии, в плотное, прочное тело с заданной структурой и свойствами.

Список литературы

1. Изменение физико-химических свойств нанокерамических композиций на основе пирофиллит-содержащего сырья / Мухамедзянова А.А., Шаяхметов У.Ш., Азаугильдина Н.Х., Ихсанов И.А. - *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. 2021. № 4 (348). С. 124-130.
2. Высокопрямая наноструктурированная пенокерамика строительного назначения. Исследование процессов при производстве. Контроль качества / Шаяхметов У.Ш., Фахретдинов И.А., Усманов С.М., Чудинов В.В., Латыпов В.М., Хамидуллин А.Р., Батришина Г.С. - *Учебное пособие* / Уфа, 2015.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ ПЕНОКЕРАМИКИ

Шаяхметов У.Ш.¹, Хамидуллин А.Р.², Батршина Г.С.³, Мустафин А.Г.⁴,
Чудинов В.В.⁵

¹⁻⁴УУНиТ, Уфа, Россия

⁵УУНиТ, Бирск, Россия

rusairu@ufanet.ru

Вспененная керамика – это пористый минеральный материал, образованный путем высокотемпературного вспенивания (вспучивания) с использованием природного дешёвого сырья: различных глин, диатомитов, кремнистых минералов, цеолитовых пород, а также различных отходов – шлаковых, сланцев, отходов производства керамики, стекла и т.д. Пористый материал обладает отличными эксплуатационными показателями, как огнестойкость, водонепроницаемость, морозостойкость, долговечность, отсутствие радиоактивности, шумо- и теплоизоляции, высокая механическая прочность, низкая теплопроводность и т.д. Что гарантирует широкий спектр применения вспененной керамики.

Для изучения состава, структуры и свойств наноструктурированной пенокерамики были изготовлены образцы с использованием различного вида сырья. Структура срезов образцов вспененных керамических материалов представлен на рисунке 1.



Рис. 1. Структура наноструктурированной пенокерамики.

Эксперименты показали, что плотность вспененных изделий может варьироваться в пределах 450-850 кг/м³. Истинная пористость составляет 65-82% в зависимости от происхождения исходного сырья, в частности глины. Предел прочности при сжатии для изделий из глинистого сырья варьируется от 1,0 МПа до 9,3 МПа.

Примерный состава минерального сырья для получения наноструктурированной пенокерамики: SiO₂ – 15,15; Al₂O₃ – 5,43; Fe₂O₃ – 13,9; CaO – 10,52; MgO – 3,43; K₂O – 1,96; Na₂O – 0,6.

Производственный процесс изготовления изделий из наноструктурированной пенокерамики имеет следующие особенности:

Подготовка сырья: минеральное сырьё загружаются в шаровую мельницу, для мокрого помола, полученный шликер в виде суспензии поступает в пульпохранилище; далее суспензия обезвоживается и превращается в порошок с помощью распылительной сушильной башни.

Обжиг и вспучивание: порошок равномерно распределяется в огнеупорную ванну – форму слоем 7-10 см; обжиг осуществляется в туннельной печи при температуре 1130-1160 °С, при этом осуществляются процессы нагрева, вспенивания, схватывания, быстрое охлаждение, медленное и окончательное охлаждение.

Формование изделий: спечённые наноструктурированные пенокерамические плиты толщиной 20-26 см распиливают ленточными пилами до требуемых размеров.

Внедрение в производство пенокерамических изделий с использованием результатов проведенных исследований вполне реально, и наноструктурированная пенокерамика будет востребована в силу отличных эксплуатационных свойств.

ВЛИЯНИЕ РКУП И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИЯ И МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr

Шишкунова М.А.^{1,3}, Аксенов Д.А.¹, Назаров А.А.², Асфандияров Р.Н.^{1,3}, Парфенов Е.В.³, Рааб А.Г.^{1,4}, Сементеева Ю.Р.^{1,3}

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

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

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

⁴*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*

shishkunomashaa@gmail.com

Сплавы магния представляют собой перспективный материал для производства биорезорбируемых имплантатов. Они биосовместимы, нетоксичны, гипоаллергенны и обладают модулем упругости, близким к модулю упругости костной ткани. Это делает возможным их использование в качестве временных имплантатов, не требующих последующего удаления из организма. Однако магний обладает низкой прочностью и коррозионной стойкостью.

Для улучшения прочности магния и его сплавов можно применять методы термомеханической обработки, основанные на принципах интенсивной пластической деформации (ИПД), например, равноканальное угловое прессование (РКУП). Тем не менее, данный вид обработки может приводить к увеличению скорости коррозии материала из-за высокой плотности дефектов. Объемная ультразвуковая обработка (УЗО) эффективно действует на структуру и может приводить к ее релаксации, тем самым улучшая коррозионную стойкость.

Целью работы является исследование влияния РКУП и постдеформационной УЗО на структурное состояние, механические и коррозионные свойства чистого магния и биорезорбируемого сплава системы Mg-Zn-Zr.

В исходном состоянии магний МГ90 имеет крупнозернистую структуру со средним размером зерна 490 ± 170 мкм. В теле зёрен присутствуют линзовидные двойники. Обработка образцов методом РКУП приводит к измельчению структуры, формируя крупные полосы со средним поперечным размером 310 ± 110 мкм. На границах полос располагаются мелкие рекристаллизованные зёрна со средним размером 10–20 мкм, образовавшиеся в результате динамической рекристаллизации. Последующая объёмная ультразвуковая обработка не приводит к существенным изменениям в структуре.

В исходном состоянии сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr наблюдается смешанный вид структуры с крупными вытянутыми зёрнами поперечным размером 30 ± 10 мкм и мелкими рекристаллизованными зёрнами со средним размером $4,2 \pm 2,5$ мкм на границах крупных зёрен. После РКУП сохраняется смешанный вид структуры, а ультразвуковая обработка не ведет к изменениям в зеренной структуре сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr.

Согласно результатам EBSD-анализа магния МГ90, ультразвуковая обработка не влияет на размеры рекристаллизованных зёрен. После РКУП и последующей ультразвуковой обработки малоугловые границы хорошо видны в виде субзёрен внутри крупных зёрен магния. Высокоугловые границы с пиком $86-90^\circ$ соответствуют

двойниковым границам после РКУП, а после ультразвуковой обработки доля малоугловых границ увеличивается.

В случае сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr РКУП приводит к значительному измельчению структуры, уменьшая размеры рекристаллизованных зёрен вдвое. Доля большеугловых границ увеличивается с 63% до 74% после РКУП, но после ультразвуковой обработки доля малоугловых границ увеличивается, хотя и в основном в крупных полосовых зёрнах.

Испытания на растяжения МГ90 и сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr свидетельствуют об упрочнении в процессе РКУП. Поскольку для чистого магния температура 400°C является достаточно высокой, предел прочности увеличивается на 12,5% до 135 ± 5 МПа. УЗ-обработка не меняет предел прочности, но снижает предел текучести до 45 ± 3 МПа, при этом пластичность увеличивается вдвое до 8%.

РКУП сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr повышает предел прочности на 10% до 330 ± 5 МПа. УЗ-обработка, как и в случае с магнием, уменьшает предел текучести до 210 ± 8 МПа и значительно увеличивает пластичность до 19%. Однако в сплаве также наблюдается снижение предела прочности.

Коррозионные свойства материалов, оцененные гравиметрическим методом на основе иммерсионных испытаний в растворе Рингера, показывают следующее. Обработка магния МГ90 методом РКУП уменьшает скорость весовой коррозии в семь раз. УЗ обработка несколько увеличивает скорость растворов магниевого матрицы до 10 мм/г. В случае сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr, РКУП увеличивает скорость по сравнению с исходным состоянием в 1,5 раза до $12 \pm 0,8$ мм/год, но образец после ультразвуковой обработки демонстрирует другое поведение. Минимальное значение $8,2 \pm 0,4$ мм/год, соответствующее исходному отожжённому состоянию, достигается на 25 день испытания.

Таким образом, с помощью совмещения методов РКУП и УЗО удалось повысить механические и коррозионные свойства магния МГ90 и сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr за счет измельчения зерна и перераспределения дислокационной структуры.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-79-10325).

СМАЗОЧНО-ОХЛАЖДАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СРЕДЫ «РОСОЙЛ» ДЛЯ ПРОЦЕССОВ МЕТАЛЛООБРАБОТКИ

Шолом В.Ю.^{1,2}, Абрамов А.Н.^{1,2}

¹ Технопарк «ХТЦ УАИ-РОСОЙЛ», Уфа, Россия

² ФГБОУ ВО «Уфимский университет науки и технологий», Уфа, Россия
rosoil@rosoil.ru

Физико-химическая природа воздействия смазочно-охлаждающих технологических сред (СОТС) при металлообработке значительно отличается от механизма смазки при работе деталей машин. Изучение закономерностей влияния СОТС на физико-механические свойства и прочностные характеристики конструкционных материалов, а также на параметры технологических процессов их обработки имеет большое значение для решения ряда научных и инженерных проблем. [1-3].

Поэтому каждая новая разработка СОТС является, по сути, новой технологией, адаптируемой к условиям предприятий-потребителей с учетом специфики их производства. И тут важен тесный контакт разработчика и потребителей, быстрое реагирование на их замечания и пожелания. В этом специфика и основное преимущество работы Технопарка «ХТЦ УАИ-РОСОЙЛ».

Для исследований, разработки и выбора эффективных смазочных материалов на стадии лабораторных исследований в «Технопарке ХТЦ УАИ-РОСОЙЛ» создан лабораторный комплекс, с помощью которого выбор смазочных материалов для конкретного технологического процесса на стадии лабораторных испытаний проводится путем физического моделирования самого процесса и условий трения в нем. Лабораторный комплекс дает возможность оперативно оценивать влияние композиций смазочных материалов на основные триботехнические, физико-химические и эксплуатационные характеристики разрабатываемого материала, что позволяет прогнозировать поведение последнего в условиях различных производственных процессах металлообработки [4].

Специалистами Технопарка разработаны и внедрены в производство на машиностроительных и металлургических предприятиях более 230 наименований новых смазочных материалов. Это масляные и водосмешиваемые смазочно-охлаждающие жидкости, консервационные материалы, специальные среды для металлообработки, технологические смазки, канатные смазки, присадки, моющие жидкости, закалочные среды и др. продукты малотоннажной химии со специальными свойствами. Технопарк всегда уделял особое внимание импортозамещению, тем более эта работа стала особенно актуальной в условиях экономических санкций. Более 80 % производимых Технопарком смазочные материалы разработаны для целей импортозамещения и импортоопережения для замены смазочных материалов, поставляемых ранее из Германии, Нидерландов, Швейцарии, Италии, Англии, США, Китая и Украины.

Более 1000 предприятий являются потребителями продукции и услуг Технопарка, которые используются в технологических процессах металлообработки, машиностроения, металлургии, строительстве в том числе предприятия госкорпораций: «Ростех», «Росатом», «Роскосмос», флагманы отечественной промышленности: АО «АвтоВАЗ», ПАО «Северсталь», ПАО «ММК», ПАО «МЕЧЕЛ», ПАО «ТМК», ПАО «Транснефть», ПАО «Газпром» и др.

В качестве замены импортных материалов разработано универсальное ружейное масло «Росойл-РЖ» (рис. 1, а) для чистки, смазывания механизмов и защиты металлических поверхностей от коррозии спортивного, охотничьего, травматического и другого стрелкового оружия. А также универсальная смазка «Росойл-Вэдэшка» для смазывания и защиты от коррозии деталей, узлов и механизмов из черных и цветных

металлов и для применения в качестве проникающей и водовытесняющей жидкости. На основе рецептуры и технологии производства масел «Росойл-К-17» и «Росойл-РЖ», в соответствие с новыми Техническими требованиями Министерства обороны Российской Федерации были разработаны: универсальное консервационное масло «УКМ» и универсальное консервационное ружейное масло «УКРМ». А также консервационное масло «Росойл-УКМ» для защиты от коррозии изделий, хранящихся под укрытием. Для замены импортных аналогов «WD-40 Specialist» разработана линейка смазочных материалов специального назначения серии «ВЭДЭШКА» в аэрозольной упаковке: проникающая, силиконовая, литиевая, очиститель тормозов, очиститель контактов и универсальный очиститель (рис.1, б) [5,6].

Новые консервационные и рабоче-консервационные смазочные материалы были представлены на Международном военно-техническом форуме «Армия-2023» и «Армия-2024». По результатам научно-деловой программы форума инновационные разработки были отмечены дипломами и кубками

Консервационные и рабоче-консервационные смазочные материалы разработанные сотрудниками Технопарка «ХТЦ УАИ-РОСОЙЛ» совместно с технополисом «ЗРА» и ФАУ «25 ГосНИИ химмотологии Минобороны России» включены в Книгу рекордов (достижений) Вооружённых Сил Российской Федерации как уникальная разработка, выполненная на отечественной компонентной базе и многократно превосходящая по защитным (консервационным) свойствам ранее применяемые в ВС РФ аналогичные материалы: Консервационное масло «К-17» и Ружейное масло «РЖ» (рис.1, в).



Рис. 1. Внешний вид аэрозольных упаковок с универсальным ружейным маслом «Росойл-РЖ» - а, линейки смазочных материалов специального назначения серии «ВЭДЭШКА» - б, сертификат «Книга рекордов (достижений) Вооружённых Сил Российской Федерации» - в

Список литературы

1. Смазки. Производство, применение, свойства / Под редакцией Тео Манга и Уклфрида Дрезеля; перевод 2-го английского изд.; Под редакцией Школьников В.М., - Спб.: изд. Профессия, 2010. 944 с.
2. Современная трибология. Итоги и перспективы / Отв. редактор К.В.Фролов. - М.: Изд-во ЛКИ, 2008. - 480 с.
3. Дроздов, Ю.Н. Прикладная трибология (трение, износ, смазка) /Ю.Н. Дроздов, Е.Г. Юдин, А.И. Белов. - Издатель: ЭкоПресс. - 2010. - 604 с.
4. Абрамов, А. Н. Трибологический лабораторный комплекс для оценки сил и коэффициентов трения при холодном пластическом деформировании металлов и сплавов / А.Н. Абрамов // Тезисы докладов научно-технической конференции с участием иностранных специалистов «Проблемы машиноведения. Трибология - машиностроению». - Москва - 2012. - 7 - 10 ноября. - С. 18 - 20.
5. Иванов М.Г., Иванов Д.М. Об антикоррозионных свойствах ружейного масла РЖ. Проблема ингибитора коррозии АКОР-1. Бутлеровские сообщения. 2021. Т. 66. № 5. С. 51.
6. Шолом В.Ю., Казаков А.М., Пшеничная М.А., Морозова О.С.. Консервационные и рабоче-консервационные смазочные материалы «Росойл». // Транспортное машиностроение. – 2023. - № 12. - С. 71-81.

THERMO-HYDROGEN TREATMENT AND HPT EFFECT ON THE SUPERPLASTIC DEFORMATION BEHAVIOR OF Ti-2Fe-0.1B ALLOY

Meng Konglan¹, Mi Yaoyao², Dong Yuecheng², Alexandrov I.V¹

¹*Ufa University of Science and Technology, Russia*

²*Nanjing Tech University, China*

Titanium and its alloys are widely used in aerospace, marine ships, biomedicine and other fields due to their excellent properties, such as high specific strength, high temperature resistance and corrosion resistance. Superplastic forming (SPF) has the characteristics of low flow stress and uniform plastic deformation, which not only has high production efficiency and low raw material consumption, but also can effectively improve the microstructure of the parts and make the parts have good mechanical properties.

In this paper, Ti-2Fe-0.1B alloy was subjected to hot hydrogen treatment with different hydrogen contents (0.3 wt.% and 0.5 wt.%) and then subjected to high pressure torsion deformation to obtain nano-Ti-2Fe-0.1B-xH (x = 0; 0.3; 0.5) alloy. The superplastic tensile test of the nano-Ti-2Fe-0.1B-xH alloy was carried out at 500 °C deformation temperature and $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ strain rate. The microstructure morphology, superplastic deformation behavior and superplastic deformation mechanism of the alloy before and after tension were analyzed. The experimental results show that, compared with the hot-rolled Ti-2Fe-0.1B alloy, the elongation of the nano-Ti-2Fe-0.1B alloy is further improved, reaching 215%, 722%, and 392%, respectively. After adding 0.3 wt.% H, the elongation of the nano-Ti-2Fe-0.1B-0.3H alloy is greatly improved, reaching 722%, an increase of 3.6 times.

Through TEM observation, it is found that compared with Ti-2Fe-0.1B alloy, nano-Ti-2Fe-0.1B-0.3H alloy increases the atomic diffusion rate due to the addition of hydrogen atoms, and hydrogen plays a certain solid solution strengthening effect, which weakens the work hardening effect during high temperature deformation, and dynamic softening can be offset by it. At the same time, the addition of hydrogen will increase the content of the phase with more slip systems in the alloy structure, and the addition of an appropriate amount of hydrogen will refine the grain size of the alloy and inhibit grain growth. In addition, the presence of appropriate hydride will promote dislocation movement and induce dynamic recrystallization. However, when the hydrogen content reaches 0.5 wt.%, the elongation of the superplastic forming process begins to decrease. This is mainly because the hydrogen content increases, the hydride in the alloy is generated and increased, so that the alloy is further strengthened, and the dynamic softening effect cannot offset the work hardening. At the same time, brittle hydrides are prone to cracks due to their low plasticity, which makes the sample easy to break, resulting in a decrease in the superplastic properties of the alloy.

Acknowledgements

The research was funded by Russian Science Foundation grant No. 23-43-00041, <https://rscf.ru/project/23-43-00041/>

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА TRIP СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Y. H. Jung¹, B. J. Kim¹, M. Abramova², H. Kwon³, A. Zagraran³, H. S. Kim^{3,4}, N. Enikeev²,
Jung Gi Kim¹

¹*Gyeongsang National University, Jinju, Republic of Korea*

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

³*Pohang University of Science and Technology, Pohang, Republic of Korea*

⁴*Tohoku University, Sendai, Japan*
abramovamm@yandex.ru

В последнее время резко возрос спрос на никель, который используется во вторичных батареях, что повлияло и на его стоимость. Ранее для применения в криогенных условиях использовались аустенитные стали с высоким содержанием никеля, сейчас же стоит задача, снизить количество дорогостоящего никеля при сохранении криогенных свойств материала. Одним из перспективных материалов на замену могут быть выбраны стали с высоким содержанием марганца, т.к. обладают исключительным сочетанием прочности и пластичности, которая обусловлена эффектом двойникования. Криогенные температуры снижают энергию дефектов упаковки, что приводит к увеличению эффекта двойникования, наблюдается пересечение двойников и мартенситное превращение, так называемый (TRIP-эффект). Однако, мартенсит является более хрупким и место зарождения трещин, поэтому важной задачей становится подавление мартенситного превращения при пониженных температурах.

Для решения данной задачи возможно использование методов интенсивной пластической деформации, в результате применения которой происходит значительное уменьшение размеров зерен. В данной работе в качестве метода интенсивной пластической деформации был использован метод равноканального углового прессования (РКУП). Прессование проводили при различных температурах 400 и 900°C, что обеспечивало формирование структуры с различным размером зерен 0,22 мкм и 6 мкм соответственно. В исходном состоянии размер аустенитных зерен составил 24 мкм. Механические испытания проводили при двух температурах: 25 (комнатной) и -196°C (криогенной). Структуру исследовали при помощи просвечивающей электронной микроскопии (JEM-2200FS, JEOL, Japan), и растровой электронной микроскопии с применением режима дифракции обратно рассеянных электронов (JEOL-7800F, JEOL, Japan).

Исследования показали, что наименьшая доля двойников наблюдается после РКУП при 400°, что приводит к более низкой скорости деформационного упрочнения по сравнению с другими состояниями. В то же время, криогенные температуры во время испытания на растяжение снижают ЭДУ, что усиливает активность двойников и наблюдается также мартенситное превращение. Чрезмерное мартенситное превращение приводит к снижению удлинения при растяжении, поскольку трещины возникают в хрупком мартенсите. В тоже время, полученный размер зерен после РКУП при 900°C, позволяет сохранить возможность двойникования при подавлении мартенситного превращения. Таким образом, РКУП при 900°C позволила достичь наилучшего сочетания прочности и пластичности благодаря высокой активности двойников без чрезмерного мартенситного превращения.

СОДЕРЖАНИЕ

Абрамова М.М., Еникеев Н.А., Зиманов Д.К. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ПОЛИРОВКИ НА РАЗМЕР ПОР И РАЗРУШЕНИЕ КАРКАСНЫХ СТРУКТУР, ПОЛУЧЕННЫХ 3Д ПЕЧАТЬЮ	3
Абуайяш А.М., Исламгалиев Р.К., Нестеров К.М., Сиразеева А.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Fe₃₀Ni₃₀Mn₃₀Cr₁₀, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	4
Alexandrov I.V., Wei Wei. PROSPECTS FOR OBTAINING LONG-LENGTH ULTRA-FINE-GRAINED COPPER INGOTS WITH ENHANCED MULTIFUNCTIONAL PROPERTIES	6
Астанин Вас. Вл., Гундеров Д.В. СТЕПЕНЬ ДЕФОРМАЦИИ, ДОСТИГАЕМАЯ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА VIT105	8
Астанин В.В., Лукьянов В.В., Степаненко Н.Ю., Рамазанов И.А. ВАРИАНТЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	9
Astafurova E.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Luchin A.V. A COMPARATIVE STUDY OF MICROSTRUCTURE AND STRENGTH PROPERTIES OF Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ AND FeMnCoCrNi MULTICOMPONENT ALLOYS AND 300-SERIES AUSTENITIC STEELS AFTER COLD ROLLING	11
Асфандияров Р.Н., Аксенов Д.А., Чуракова А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ НДС ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ЗАГОТОВКИ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА МАРКИ ВТ6, ПОДВЕРГНУТОЙ БУФО	12
Аубакирова В.Р., Фаррахов Р.Г. Егорихина М.Н., Парфенов Е.В. КОРРОЗИОННЫЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ С ПЭО-ПОКРЫТИЕМ НА ЦИРКОНИЕВОМ СПЛАВЕ	13
Долженко А.С., Беляков А.Н. УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ	14
Брызгалов В.А., Кистанов А.А., Корзникова Е.А. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСКАЖЕНИЯ РЕШЕТКИ НА АДСОРБЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГПУ ЦИНКА	15
Валиев Р.З. ПАРАДОКСЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	17
Волкова Е.П., Худододова Г.Д., Кулясова О.Б., Боткин А.В., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДАМИ ИПД ПРУТКОВ С УМЗ СТРУКТУРОЙ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1%Zn-0,18%Ca ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ	18
Гатина С.А., Полякова В.В., Семенова И.П. РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ СПЛАВА Ti-15Mo	20
Гайсина А.А., Аубакирова В. Гатина С.А., Полякова В.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И АМПЛИТУДЫ ПОЛОЖИТЕЛЬНОГО НАПРЯЖЕНИЯ НА ПОРИСТОСТЬ ПОКРЫТИЯ СПЛАВА Ti-15Mo, ПОЛУЧЕННОГО ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ	22
Gornostyrev Yu.N., Karkina L.E., Karkin I.N., Kuznetsov A.R. MODELING OF GRAIN BOUNDARY SEGREGATION AND PRECIPITATION	25
Гундеров Д.В., Асфандияров Р.Н., Шарафутдинов А.В., Гундерова С.Д. ЭФФЕКТ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИПДК ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИССЛЕДОВАНИЙ РАЗНЫХ АВТОРОВ	26

Гуткин М.Ю. ФИЗИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ.....	28
Зарипов Н.Г. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НЕРАВНОВЕСНЫХ СИСТЕМАХ.....	30
Казаков А.М., Шарапова Ю.Р., Корзникова Е.А. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ДИСПЕРСИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В ВОЛЬФРАМЕ.....	31
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Тюрьков М.Н., Линдеров М.Л., Фесенюк М.В., Матчин А.А., Стадников А.А., Носов Е.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА И ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ.....	33
Криони Н.К., Сулейманова В.Ю., Савенко Д.С. РАЗРАБОТКА РЕМОНТНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА ЗАРУБЕЖНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ.....	34
Корзникова Е.А., Моркина А.Ю., Таров Д.В., Дмитриев С.В. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСА НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕДИ.....	36
Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Анисимова Н.Ю., Лукьянова Е.А., Просвирнин Д.В., Темралиева Д.Р., Андреев В.А., Киселевский М.В., Добаткин С.В. ПРОЧНОСТЬ И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Zn-1%Mg И Zn-1%Mg-0,1%Mn ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ.....	38
Медведев А.Е., Жукова О.О., Мурашкин М.Ю. ПОЛУЧЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-FE С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДВУХЭТАПНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ.....	40
Медведев А.Е., Жукова О.О., Медведев Е.Б. СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ С МЕДНОЙ ОБОЛОЧКОЙ И СЕРДЕЧНИКОМ ИЗ СПЛАВА Al-0.5Fe-0.3Cu, ПОЛУЧЕННОГО ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР.....	42
Мифтахов Д.Т., Воробьев Е.В., Гареев А.И., Дьяконов Г.С. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-1Zn И Mg-1Zn-0,3Ca.....	44
Нугаманов Ф.В., Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА MA14 С ЦИНКОВЫМ ПОКРЫТИЕМ.....	46
Парфенов Е.В., Фаррахов Р.Г., Худододова Г.Д., Кулясова О.Б. РОЛЬ ЧАСТИЦ ВТОРОЙ ФАЗЫ В МЕХАНИЗМЕ БИОРАСТВОРЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	47
Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К., Абдрахманова Э.Д., Нугаманов Ф.В. ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zn-4Ag-1Cu ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ.....	50
Попов А.А., Попов Н.А., Россина Н.Г. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ($\alpha+\alpha_2$) СТРУКТУР НА КОМПЛЕКС СВОЙСТВ ПСЕВДО α -ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.....	51
Prokofiev E.A., Valiev R.Z. STRUCTURE AND PROPERTIES OF UFG NiTi ALLOYS SUBJECTED BY ECAP-CONFORM.....	52
Протацкая А.А., Смирнов В.В., Шарипова С.Р. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ПОД НИЗКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ГИДРАВИЧЕСКУЮ ПЛОТНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ ЗАГОТОВОК.....	53
Рамазанов К.Н., Валиев Р.Р., Савина Я.Н., Николаев А.А., Хайткулов А.Р. ПОЛУЧЕНИЕ ВЭС ПОКРЫТИЯ TiZrVScAl ПЛАЗМЕННО-АССИСТИРОВАННЫМ КАТОДНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ.....	55
Рыбальченко О.В., Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко Г.В., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Долженко П.Д., Рааб А.Г., Добаткин С.В.	

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА Fe-Mn-Si СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	57
Сабитов А.Р., Кондратюк Д.Д., Кутлыяров А.Р., Парфенов Е.В. СРАВНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЭО ПОКРЫТИЙ НА ТИТАТЕ И НАНОТИТАНЕ.....	58
Салищев Г.А. ЗНАЧЕНИЕ РАБОТ ВАЛИЕВА Р.З. В ИССЛЕДОВАНИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ.....	60
Саркеева Е.А., Александров И.В. ПОВЫШЕННЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО МЕДНОГО СПЛАВА CU-0,5CR ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ.....	61
Семенова И.П., Александров И.В., Сан Ч. АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ: НОВЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	62
Сементеева Ю.Р., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Рааб А.Г., Шишкунова М.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ РКУП, СОВМЕЩЕННОГО С УЛЬТРАЗВУКОМ.....	63
Сиразеева А.Р., Хасанова А.Р., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Большаков Б.О., Климов М.Е., Кулясова О.Б. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zn-Li-Mn, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	65
Straumal B.B., Kogtenkova O.A., Afonikova N.S., Nekrasov A.N., Faraji G., Straumal A.V., Bradai D. COMPETITION BETWEEN THE FORMATION AND DECOMPOSITION OF A SOLID SOLUTION IN AL-MG ALLOYS DURING HIGH-PRESSURE TORSION.....	66
Straumal B.B., Gornakova A.S., Afonikova N.S., Anisimova N.Yu., Novruzov K.M., Sommadossi S., Kiselevskiy M.V. INFLUENCE OF THE PHASE COMPOSITION OF TITANIUM ALLOYS AND STAINLESS STEEL ON CELL ADHESION AND SURFACE COLONIZATION.....	67
Терегулова А.А., Ишмухаметова Г.М., Пескишев С.А., Вологжанина С.А. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА КАЧЕСТВО РЕЗЬБЫ.....	68
Усманов Э.И., Валиев Р.Р., Валиев Р.З. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ И СВЕРХПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА GRADE 4.....	70
Фрик А.А., Никитина М.А., Ганеев А.В., Исламгалиев Р.К. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ 12% Cr СТАЛИ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	71
Хаматдинов Р.З., Парфенов Е.В. АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПЭО ПОКРЫТИЙ НА ЛЕГКИХ СПЛАВАХ.....	72
Хайбулина Н.А., Ганеев А.В., Нафиков Р.К. ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА ЛЕГИРОВАННОГО УГЛЕРОДОМ.....	73
Хасанова А.Р., Сиразеева А.Р., Аксенов Д.А., Большаков Б.О., Асфандияров Р.Н., Кулясова О.Б. ВЛИЯНИЕ ИПД НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-0.8Li.....	75
Худододова Г.Д., Кулясова О.Б., Парфенов Е.В., Ишмухаметова Г.М., Исламгалиев Р.К. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ УМЗ СОСТОЯНИИ БИОРАЗЛОГАЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-Zn-Ca.....	76
Чембарисова Р.Г., Галактионова А.В. ВЛИЯНИЕ ЧАСТИ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ НА УДЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ СПЛАВОВ.....	78

Чуракова А.А., Исакова Э.И., Кадиров П.О. СРАВНЕНИЕ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СПЛАВОВ TiNi С РАЗЛИЧНЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ В БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ.....	80
Шаяхметов У.Ш., Чудинов В.В., Хамидуллин А.Р., Захаров А.В. ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ИЗДЕЛИЙ ИЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ.....	82
Шаяхметов У.Ш., Хамидуллин А.Р., Батршина Г.С., Мустафин А.Г., Чудинов В.В. ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ ПЕНОКЕРАМИКИ.....	84
Шишкунова М.А., Аксенов Д.А., Назаров А.А., Асфандияров Р.Н., Парфенов Е.В., Рааб А.Г., Сементеева Ю.Р. ВЛИЯНИЕ РКУП И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИЯ И МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr.....	85
Шолом В.Ю., Абрамов А.Н. СМАЗОЧНО-ОХЛАЖДАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СРЕДЫ «РОСОЙЛ» ДЛЯ ПРОЦЕССОВ МЕТАЛЛООБРАБОТКИ.....	87
Meng Konglan, Mi Yaoyao, Dong Yuecheng, Alexandrov I.V THERMO-HYDROGEN TREATMENT AND HPT EFFECT ON THE SUPERPLASTIC DEFORMATION BEHAVIOR OF Ti-2Fe-0.1B ALLOY.....	89
Y. H. Jung , B. J. Kim, M. Abramova, H. Kwon, A. Zagraran, H. S. Kim, N. Enikeev, Jung Gi Kim. EFFECT OF TEST TEMPERATURE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ECAPED TWIP STEEL.....	90

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

***Сборник материалов
Международной конференции,
посвященной 75-летию юбилею
заслуженного деятеля науки РФ, профессора,
доктора физико-математических наук
Валиева Руслана Зуфаровича
(Уфа, 26-27 сентября 2024 года)***

Электронное издание сетевого доступа

*За достоверность информации, изложенной в статьях,
ответственность несут авторы.*

Статьи публикуются в авторской редакции

Подписано к использованию 13.11.2024 г.
Гарнитура «Times New Roman». Объем 3,98 Мб.
Заказ 128.

*ФГБОУ ВО «Уфимский университет науки и технологий»
450008, Башкортостан, г. Уфа, ул. Карла Маркса, 12.*

Тел.: +7-908-35-05-007
e-mail: ric-bdu@yandex.ru