

Научная статья

УДК 669.018.44

DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-04

### **Изменение механических свойств, структуры и фазового состава в промышленном сплаве 47ХНМ после старения**

*Досым Ерболатулы<sup>1</sup>, Елена Вадимовна Короткова<sup>2</sup>,*

*Людмила Иосифовна Квеглис<sup>3</sup>, Эдгард Игоревич Якушевский<sup>4</sup>,*

*Гульнара Уалхановна Ерболатова<sup>5</sup>*

<sup>1</sup>Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова, Усть-Каменогорск, Казахстан, e\_dosym@mail.ru

<sup>2</sup>Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия, lena1992-11@mail.ru

<sup>3</sup>Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия, kveglis@list.ru

<sup>4</sup>Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия, yaguar@yandex.ru

<sup>5</sup>Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева, Усть-Каменогорск, Казахстан, e.gulnara\_77@mail.ru

Original article

### **Changes in Mechanical Properties, Structure and Phase Composition of 47CrNiMo Industrial Alloy after Aging**

*Dosym Erbolatuly<sup>1</sup>, Elena V. Korotkova<sup>2</sup>, Lyudmila I. Kveglis<sup>3</sup>,*

*Edgard I. Yakushevsky<sup>4</sup>, Gulnara U. Erbolatova<sup>5</sup>*

<sup>1</sup>Sarsen Amanzholov East Kazakhstan University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, e\_dosym@mail.ru

<sup>2</sup>Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia, lena1992-11@mail.ru

<sup>3</sup>Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia, kveglis@list.ru

<sup>4</sup>Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia, yaguar@yandex.ru

<sup>5</sup>East Kazakhstan Technical University named after. D. Serikbaev, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, e.gulnara\_77@mail.ru

**Аннотация.** Развитие современной ядерной промышленности приводит к необходимости создания материалов, работающих при высоких температурах, больших механических нагрузках, агрессивных средах. Сплав 47ХНМ рекомендован для использования в ядерных реакторах, так как обладает высоким сопротивлением пластическим деформациям и релаксационной стойкостью в условиях статического и циклического нагружений, малым упругим гистерезисом, высокой усталостной прочностью и высокой коррозионной стойкостью, термостойкостью.

В статье представлены результаты исследования изменений физико-механических свойств, фазового состава и структур промышленного сплава 47ХНМ после старения методами: рентгеноструктурного анализа, измерений микротвердости, а также методами дифракционной электронной микроскопии.

**Abstract.** The development of the modern nuclear industry urges for materials capable of operating at high temperatures, high mechanical loads, and in aggressive contact environments. The 47CrNiMo alloy is advisable for nuclear reactors, as it has high resistance to plastic deformation and relaxation resistance under conditions of static and cyclic loading, low elastic hysteresis, high fatigue strength, and high corrosion resistance.

The article presents the results of a study of changes in the mechanical properties, phase composition, and structures of the 47CrNiMo industrial alloy after aging. The methods of X-ray diffraction analysis, microhardness measurements, and diffraction electronic microscopy are used in the study.

The dependence of microhardness on the aging time interval has been established. The ultimate strength and relative elongation of the studied samples are found to be dependent on the time of aging.

Установлена зависимость микротвердости от интервала времени проведения старения. В работе проанализированы рентгенограммы сплава 47ХНМ, где обнаружены фазы со структурой Франка — Каспера. Предложена кластерная модель межзеренных границ.

**Ключевые слова:** специальные сплавы, 47ХНМ, старение, рентгеноструктурный анализ, дифракционные картины, микротвердость, пластическая деформация, термическая обработка, сверхпластичность

**Для цитирования:** Ерболатулы Д., Короткова Е.В., Квеглис Л.И., Якушевский Э.И., Ерболатова Г.У. Изменение механических свойств, структуры и фазового состава в промышленном сплаве 47ХНМ после старения // Известия Алтайского государственного университета. 2024. № 4 (138). С. 34–41. DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-04.

### Введение

Развитие современной ядерной промышленности [1, 2, с. 93–107] приводит к необходимости создания материалов, работающих при высоких температурах, больших механических нагрузках, агрессивных контактных средах. В настоящее время ведутся интенсивные исследования [3, с. 19; 4, с. 67–70] материалов для работы в ядерных реакторах. Сплав 47ХНМ обладает высоким сопротивлением пластическим деформациям и релаксационной стойкостью в условиях статического и циклического нагружений, малым упругим гистерезисом и высокой усталостной прочностью. Основным преимуществом сплава 47ХНМ является его высокая коррозионная стойкость в агрессивных средах [5, с. 3–5]. Большой научный и практический интерес представляет изучение структуры и свойств дисперсно-твердеющих сплавов, в которых процесс выделения упорядоченных фаз в значительной мере зависит от их структурного состояния. Структурная неоднородность после старения обусловлена неравномерным протеканием процессов прерывистого выделения некогерентной Р-фазы с тетраэдрически плотно упакованной структурой (Ni-Mo-Cr) [6]. При увеличении температуры старения до 1000 градусов происходит смена механизма распада [7, с. 119–122]. В этом случае избыточная фаза с тетраэдрической плотноупакованной структурой Франка — Каспера выделяется по непрерывному механизму.

**Цель работы:** выявить условия изменений структуры и механических свойств в дисперсионно-твердеющем сплаве 47ХНМ в зависимости от времени старения.

**Задачи работы:**

1. Провести термообработку сплава при различных температурах и временных интервалах.
2. Сравнить структуру и механические свойства сплава 47ХНМ, подвергнутого термической обработке.

The analysis of the 47CrNiMo X-ray diffraction patterns reveals the presence of Frank-Casper phase structures. A cluster model of grain boundaries is proposed on the basis of the conducted analysis.

**Key words:** special alloys, 47CrNiMo, aging, X-ray diffraction analysis, diffraction patterns, microhardness, plastic deformation, heat treatment, superplasticity

**For citation:** Erbolatuly D., Korotkova E.V., Kveglis L.I., Yakushevsky E.I., Erbolatova G.U. Changes in Mechanical Properties, Structure and Phase Composition of 47CrNiMo Industrial Alloy after Aging. *Izvestiya of Altai State University*. 2024. No 4 (138). P. 34–41. (In Russ.). DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-04.

3. Выявить условия появления сверхпластичности в сплаве 47ХНМ.

### Материалы и методы исследования

Образцы сплава 47ХНМ имели стандартный химический состав: 47 % — Cr, 5 % — Mo, 48 % — Ni, были прокатаны на 50 %, затем подвергнуты отжигу в муфельной печи при 700 °С в течение 1 часа, 2 часов, 5 часов, 10 часов. Вторая партия после прокатки на 50 % была подвергнута высокотемпературной деформации растяжением при температуре 920, 940, 950, 960, 980 °С. Третья партия образцов была закалена от 1250 °С (2 мин) и подвергнута старению при 700 °С в течение 1 часа, 3 часов, 5 часов и 10 часов. Приготовленные таким образом образцы исследовали следующими методами: рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре X-PERT-PRO, измерения микротвердости на установке МЕТОЛАБ-502, растяжения в разрывной машине WDW-5E.

### Полученные результаты и их обсуждение

Результаты исследования микротвердости сплава после отжига представлены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты исследования микротвердости сплава 47ХНМ после отжига

Время отжига, S	Твердость, МПа
1 час	4153
2 часа	3854
5 часов	4204
10 часов	2562

Обнаружено, что микротвердость была максимально высокой после 5 часов отжига, а после 10 часов отжига уменьшилась почти вдвое.

На рисунке 1 представлены образцы 47ХНМ после растяжения на машине WDW-5E при комнатной

температуре, а также после высокотемпературного растяжения на установке 1246P-2/2300.



Рис. 1. Образец сплава 47ХНМ толщиной 0,5 мм: а — после отжига и растяжения при комнатной температуре; б — после сверхпластической деформации при 950 °С

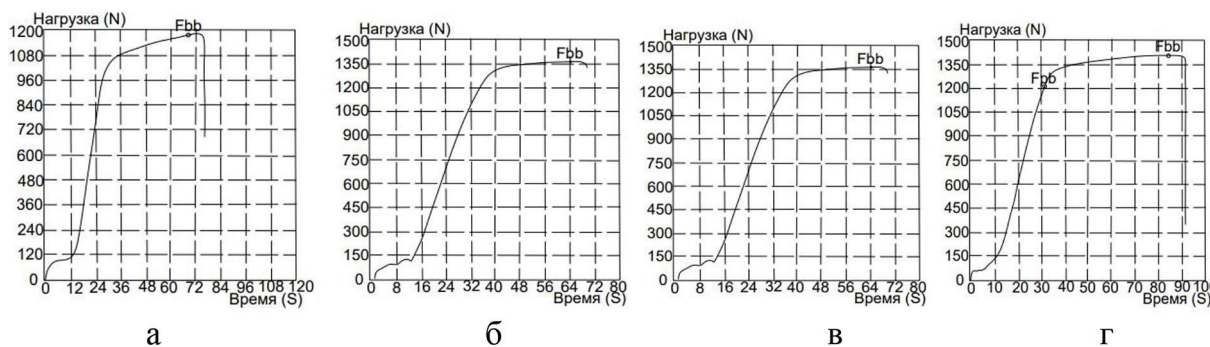


Рис. 2. Диаграммы растяжения образцов, отожженных в течение: а — 1 часа, б — 2 часов, в — 5 часов, г — 10 часов

В таблице 2 представлены результаты растяжения образцов на разрывной машине. Измерены следующие параметры растянутых образцов:

$\sigma_b = \frac{P_{max}}{f_0}$  — предел прочности,  $P_{max}$  — максимальная

нагрузка при растяжении,  $f_0 = A_0 * B_0$  — площадь поперечного сечения образца,  $\Delta l = \frac{l_{последнее} - l_0}{l_0} * 100\%$  — относительное удлинение.

Таблица 2

Результаты, полученные из диаграмм растяжения образцов, подвергнутых отжигу в течение 1, 2, 5, 10 часов

	1 час	2 часа	5 часов	10 часов
$\sigma_b$	595МПа	675МПа	800МПа	675МПа
$\Delta$	4,2мм	8,3мм	12,5мм	17мм

Из таблицы 2 и рисунка 2 видны зависимости предела прочности и относительного удлинения исследуемых образцов, исходя из времени отжига. Видно, что относительное удлинение увеличилось в 4 раза после отжига в течение 10 часов [8, с. 458–465].

На рисунке 3 приведены данные рентгеноструктурного анализа образцов сплава 47ХНМ, подвергнутых отжигу в течение 1, 2, 5, 10 часов. В результате анализа рентгенограмм сплава 47ХНМ были получены следующие результаты. Твердый раствор на основе никеля содержит атомы хрома и молибдена, которые замещают атомы никеля в гранцентрированной кубической решетке. На этих дифрактограммах видны линии

$\alpha$ -фазы Cr (рефлекс (200)). Кроме этого, согласно [9] наблюдаются линии атомно упорядоченной Р-фазы Cr-Mo-Ni, самый яркий рефлекс которой соответствует углу 29,5 градуса. С увеличением времени отжига интенсивность этого рефлекса растет. Кроме того, наблюдается ярко выраженное диффузное гало в зоне угла 20 градусов. Такое гало характеризует развитый ближний порядок в расположении атомов хрома, никеля и молибдена. Такое гало наблюдается на рентгенограммах, полученных на всех образцах. Однако наиболее слабым это гало видно на дифрактограмме образца, отожженного в течение 10 часов, что свидетельствует об изменении ближнего порядка в расположении ато-

мов никеля, хрома и молибдена. После этого отжига атомно упорядоченная Р-фаза Cr-Mo-Ni выделяется как вторая фаза, которая представляет собой кластерную структуру, где атомы хрома, никеля и молибдена занимают особые узлы. На рисунке 4 представлены

кластерные модели структурных превращений атомно упорядоченной Р-Cr-Mo-Ni фазы, структура которой является упаковкой октаэдров, связанных с тетраэдрически плотно упакованными спиралями по общим треугольным граням.

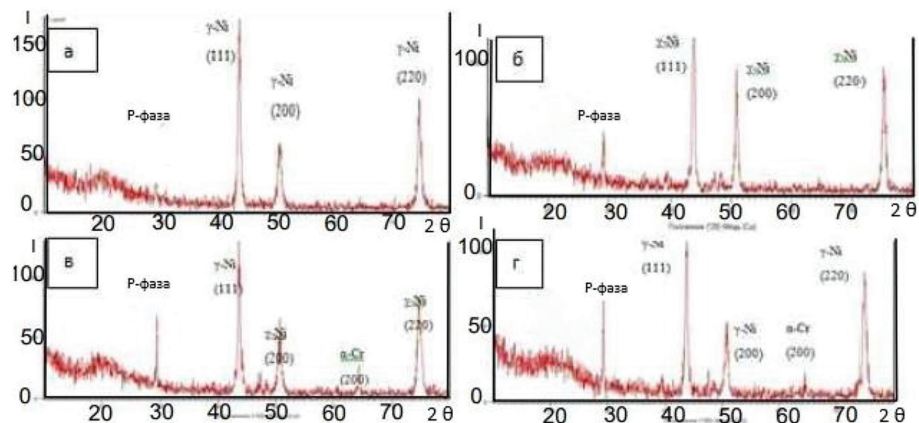


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы сплава 47XNM после различного времени дисперсионного отжига: а — 1 час, б — 2 часа, в — 5 часов, г — 10 часов

Данные рентгеноструктурного анализа приведены на рисунке 3, где обнаружен яркий рефлекс Р-фазы Cr-Mo-Ni, имеющей структуру октаэдров, прикре-

пленных к тетраэдрически плотноупакованным тетраэдрам, расположенным по спирали вдоль горизонтальной оси.

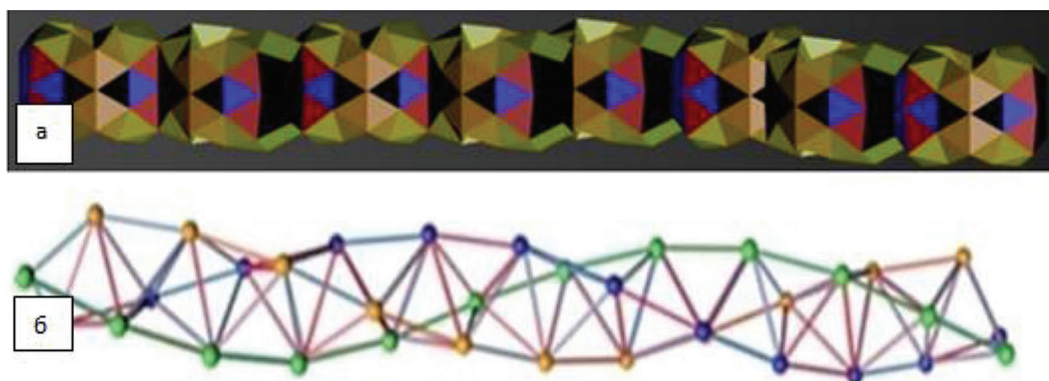


Рис. 4. Кластерные модели: а — ОЦК-ГЦК-ФК12 сборки, б — 3D-модель, полученная трансляцией вдоль горизонтальной оси плотноупакованных тетраэдров [10, 11, с. 66–71]

С помощью использования кластерных представлений предложена кластерная модель межзеренных границ. Эта модель плотноупакованных тетраэдрических кластерных спиралей позволяет когерентно адаптироваться друг к другу соседним зернам при деформациях сдвиг — поворот. Модель согласуется с современными теоретическими и экспериментальными результатами и может быть использована для описания процессов в металлах, подвергнутых экстремальным воздействиям [12, 13, с. 105].

При старении сплава при 700 °С в матрице сплава на основе никеля протекает прерывистый распад

с образованием ламелей Р-фазы и обедненных участков матрицы хромом между пластинками γ-фазы (рис. 5). Одновременно с этим происходит распад и во второй фазе — Р-фазе, причем распад носит характер гомогенного с выделением фазы на основе никеля.

При старении объемная доля и размеры частиц Р-фазы возрастают с увеличением времени старения, достигая максимальных значений за 5...10 часов старения, соответственно сплав упрочняется выше  $\sigma_b = 1400$  МПа, но теряет пластичность ( $\delta < 5\%$ ).

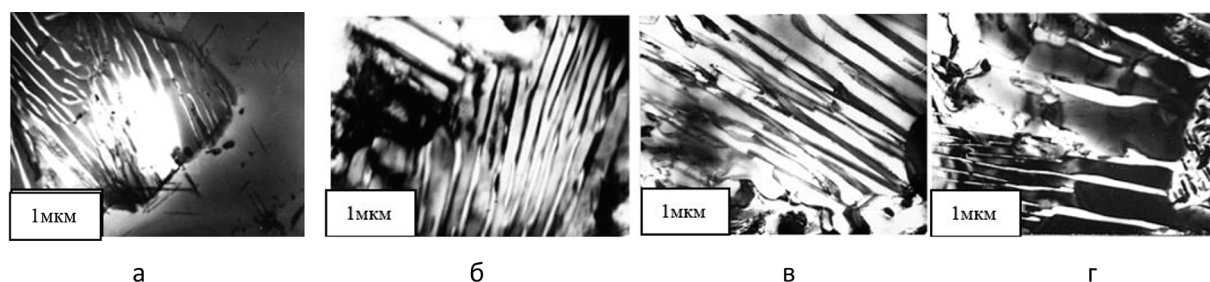


Рис. 5. Микроструктура прерывистого распада в сплаве 47ХНМ после закалки от 1250 °С, 1 мин и старения при температурах: а — 700 °С, 1 ч; б — 700 °С, 3 ч; в — 700 °С, 5 ч; г — 700 °С, 10 ч

Увеличение времени старения выше 10 часов, как и увеличение температуры старения выше 800 °С, приводит к уменьшению прочностных свойств в связи с началом процесса коагуляции в ячейках прерывистого распада, а при больших температурах сфероидизацией ламелей Р-фазы.

На рисунке 6 представлено изображение структуры сплава 47ХНМ, подвергнутого температурным воздействиям. Видно формирование протяженных

межграницных межзеренных образований. При большой электронной плотности структуры возникают яркие светлые участки на изображении этой структуры в электронном микроскопе. Формирование протяженных светлых участков в структуре 47ХНМ согласуется с моделями, представленными на рисунке 4. Дифракционная картина, показанная на рисунке 6б, согласуется с картинами рентгеновской дифракции, представленными на рисунке 3.

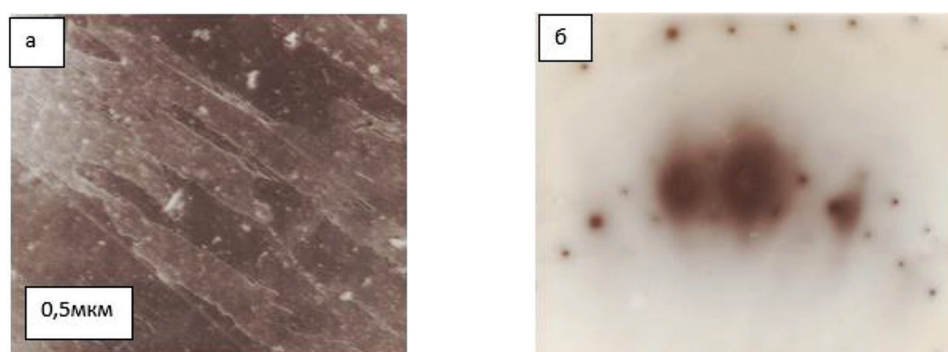


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение участка прерывистого выделения Р-фазы — Cr-Mo-Ni со сфероидизацией: а — светлопольное изображение; б — микродифракция со светлого участка

На дифракционных картинах (рис. 3а, б, в) в области малых углов диффузное гало может соответствовать структуре ближнего порядка, представленной на рисунке 4а, б, где присутствует фаза с тетраэдрически плотноупакованной структурой, согласованная когерентно с ГЦК структурой никеля. На дифракционной картине 3г отсутствует такое яркое диффузное гало, как на рисунке 3а, б, в, что может быть связано с перестройкой ближнего атомного порядка к новой структуре плотноупакованных тетраэдров, показанных на рисунке 4б. В работе [14] впервые показана связь структуры межзеренной границы, представляющей собою спираль из плотноупакованных тетраэдров со сверхпластичностью, обнаруженной в сплаве 47ХНМ после прокатки и высокотемпературной деформации.

Нами установлено, что наибольшая сверхпластичность сплава 47ХНМ наблюдается после прокатки и деформации при 950 °С с гетерофазной структурой: с одноосными мелкими зёрнами ОЦК, ГЦК и межзеренной прослойкой из частиц вторичной Р-фазы (рис. 7). Светлые зёрна — это частицы, обогащенные молибденом, который имеет большую электронную плотность (рис. 7а). Структура после сверхпластической деформации с развитой межзеренной поверхностью показана на рисунке 7б. В процессе такой деформации наблюдаются рост и сфероидизация зёрен матрицы, растворение (уменьшение объемной доли) частиц вторичной фазы по сравнению с недеформированной, но нагретой при таких же условиях частью образца (рис. 7а).

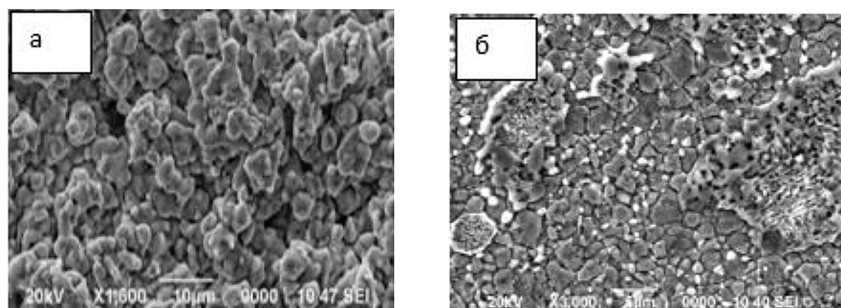


Рис. 7. Изменение структуры сплава 47ХНМ в ходе отжига и сверхпластической деформации: а — недеформированная часть (отожженная); б — сверхпластически деформированная при 950 °С часть образца (шейка)

### Заключение

Дисперсионно-твердеющий сплав 47ХНМ является сплавом специального назначения. С увеличением времени отжига до 5 часов, как и времени старения до 10 часов наблюдается значительное повышение прочностных свойств сплава, а также его микротвердости. Появляется и растет намагниченность насыщения и коэрцитивная сила, что можно объяснить структурной перестройкой ближнего и дальнего порядка в сплаве. Однако старение наряду с упрочнением приводит также к охрупчиванию сплава, поэтому альтернативным способом упрочнения является сверхпластическая обработка с последующей термической обработкой, в результате за счет однородной и мелкозернистой структуры улучшается прочность сплавов при сохранении достаточной пластичности и вязкости.

### Таким образом:

1. Для получения высоких прочностных свойств термическую обработку (отжигом или старением) сплава следует проводить в интервале температур, не превышающих 700 °С, и времени 5 часов.
2. Предварительная прокатка при последующей высокотемпературной обработке приводит к подавлению прерывистой реакции выделения фаз и появлению сверхпластических свойств материала 47ХНМ.
3. За счет формирования тетраэдрической плотноупакованной структуры межзеренных границ появляется возможность легко переключать химические связи в процессе пластической деформации без дополнительной энергии, что и обеспечивает сверхпластичность при температуре 950 °С.

### Библиографический список

1. Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D. Superplasticity in Metals and Ceramics (Cambridge Solid State Science Series). Cambridge: Cambridge University Press, 1997. 273 p.
2. Труды НИКИМТ. Сварка в атомной промышленности и энергетике / под общ. ред. д-ра. техн. наук Л.Н. Щавелива, ред.-сост. канд. тех. наук А.А. Куркумели. М.: ИздАТ, 2002. Т. 2. 400 с.
3. Tussupzhanov A., Yerbolatuly D., Kveglis L.I., Filarowski A. Investigation of Structural-Phase States and Features of Plastic Deformation of the Austenitic Precipitation-Hardening Co-Ni-Nb Alloy // Journal «Metals». 2018. Vol. 8. P. 19.
4. Skakov M., Yerbolatova G., Kantai N., Scheffler M. Investigation of the Influence of Electrolytic-Plasma Processing on Structural-Phase State and Mechanical Properties of the 40CrNiAl Alloy // Advanced Materials Research. 2014. No. 1044-1045. P. 67–70. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1044-1045.67
5. Ерболатова Г.У., Скаков М.К., Ерболатұлы Д., Мукажанов Е.Б. 47ХНМ қорытпада микро- және наноқұрылымды фазалардың қалыптасуы және олардың беріктік қасиеттерге әсері // Региональный вестник Востока. 2007. № 4. С. 3–9.
6. Yuan L., Hu R., Li J. Evolution Behavior of Superlattice Phase with Pt<sub>2</sub>Mo-type Structure in Ni-Cr-Mo Alloy with Low Atomic Mo/Cr Ratio // Journal of Materials Research. Vol. 31, No 4. P. 427–434. DOI: 10.1557/jmr.2016.34.
7. Скаков М.К., Мукажанов Е.Б., Ерболатұлы Д., Исаева Ж.М. Изменение микроструктуры пружинного Cr-Ni сплава после старения // Известия Томского политехнического университета. 2007. Т. 311. № 2. С. 119–122.
8. Ключников Г.М., Ключников И.Г. Устойчивая сверхпластическая деформация и теплообмен // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2015. № 8-3. С. 458–465.
9. Shoemaker D.P., Shoemaker C.B., Wilson F.C. The Crystal Structure of the P Phase, Mo-Ni-Cr. II. Refinement of Parameters and Discussion of Atomic Coordination // Acta Cryst. 1957. No. 10. P. 1–14. DOI: 10.1107/S0365110X57000018.

10. Крапошин В. С., Нгуен Ван Тхуан Модель кристаллической структуры R-мартенсита в сплавах с эффектом памяти формы на основе NiTi // Наука и образование: электронное научно-техническое издание МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. № 6. С. 2

11. Фадеев Т.В., Сапрыкин Д.Н., Бердюгин А.А., Жомартхан Н., Квеглис Л.И. Исследование причин самоупрочнения марганцовистых сталей // Global Science and Innovations: Central Asia. 2021. Т. 7. № 1 (12). С. 66–71.

12. Villars P. Inorganic Solid Phases // Springer Materials (Online Database). Springer: Heidelberg, Germany, 2016.

13. Бейер М.К., Клаузен-Шауманн Х. Механохимия: механическая активация ковалентных связей // Chemical Reviews. 2005. No 105. P. 2921.

14. Medlin D., Foiles S.M., Cohen D. A Dislocation-based Description of Grain Boundary Dissociation: Application to a 90 Degrees Tilt Boundary in Gold // Acta Materialia. 2001. No 49. P. 3689–3697.

## References

1. Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D. *Superplasticity in metals and Ceramics (Cambridge Solid State Science Series)*. Cambridge: Cambridge University Press, 1997. 273 p.

2. Proceedings of NIKIMT. *Welding in the Nuclear Industry and Energy*. Volume 2. Under General. ed. Dr. Tech. Sciences L.N.Schaveliva, Editor-Compiler. Ph.D. those. Sciences A.A. Kurkumeli - M.: Publishing House, 2002. 400 p. (In Russ.).

3. Tussupzhanov A, Yerbolatuly D., Kveglis L.I., Filarowski A. Investigation of Structural-Phase States and Features of Plastic Deformation of the Austenitic Precipitation-Hardening Co-Ni-Nb Alloy. *Journal "Metals"*. 2018. Vol. 8. P. 19.

4. Skakov, M., Yerbolatova, G., Kantai, N., Scheffler, M. Investigation of the Influence of Electrolytic-Plasma Processing on Structural-Phase State and Mechanical Properties of the 40CrNiAl Alloy. *Advanced Materials Research*. 2014. No. 1044-1045. P. 67–70. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1044-1045.67

5. Erbolatova G.U., Skakov M.K., Erbolatuly D., Mukazhanov E.B. 47HNM Kortpad Micro-Zhane Nanokrylymdy Fazalardyn Kalyptasuy Zhane Olardyn Beriktik Kasietterge Aseri. *Regional Bulletin of the East*. 2007. No. 4. P. 3-9. (In Russ.).

6. Yuan L., Hu R., Li J. Evolution Behavior of Superlattice Phase with Pt2Mo-type Structure in Ni–Cr–Mo Alloy with Low Atomic Mo/Cr Ratio *Journal of Materials Research*. Vol. 31, No 4. P. 427–434. DOI: 10.1557/jmr.2016.34.

7. Skakov M.K., Mukazhanov E.B., Erbolatuly D., Isaeva Zh.M. Change in the Microstructure of Spring Cr-Ni Alloy after

Aging. *News of Tomsk Polytechnic University*. 2007. Vol. 311. No. 2. P. 119-122. (In Russ.).

8. Klyuchnikov G.M., Klyuchnikov I.G. Stable Superplastic Deformation and Heat Transfer. *International Journal of Applied and Fundamental Research*. 2015. No. 8-3. P. 458-465. (In Russ.).

9. Shoemaker D.P., Shoemaker C.B., Wilson F.C. The Crystal Structure of the P Phase, Mo-Ni-Cr. II. Refinement of Parameters and Discussion of Atomic Coordination. *Acta Cryst.* 1957. No. 10. P. 1-14. DOI: 10.1107/S0365110X57000018.

10. Kraposhin V.S. Nguyen Van Thuan. Model of the Crystal Structure of R-martensite in Alloys with Shape Memory Effect Based on NiTi. *Science and Education: Electronic Scientific and Technical Publication*. – MSTU im. N.E. Bauman, 2007. No. 6. 2 p. (In Russ.).

11. Fadeev T.V., Saprykin D.N., Berdyugin A.A., Zhomartхан N., Kveglis L.I. Study of the Causes of Self-strengthening of Manganese Steels. *Global Science and Innovations: Central Asia*. 2021. Vol. 7. No. 1 (12). P. 66-71. (In Russ.).

12. Villars R. Inorganic Solid Phases. *Springer Materials (Online Database)*. Springer: Heidelberg, Germany, 2016.

13. Beyer M.K., Klausen-Schaumann H. Mechanochemistry: Mechanical Activation of Covalent Bonds. *Chemical Reviews*. 2005. No 105. P. 2921. (In Russ.).

14. Medlin D., Foiles S.M., Cohen D. A Dislocation-Based Description of Grain Boundary Dissociation: Application to a 90 Degrees Tilt Boundary in Gold. *Acta Materialia*. 2001. No 49. P. 3689–3697.

### Информация об авторах

**Д. Ерболатулы**, кандидат физико-математических наук, профессор кафедры физики и технологий, Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова, Усть-Каменогорск, Казахстан;

**Е.В. Короткова**, аспирант Политехнического института, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия;

**Л.И. Квеглис**, доктор физико-математических наук, профессор кафедры материаловедения и технологии обработки материалов, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия;

**Э.И. Якушевский**, аспирант Политехнического института, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия;

**Г.У. Ерболатова**, доктор PhD, ассоциированный профессор Международной школы инженерии, Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева, Усть-Каменогорск, Казахстан.

*Information about the authors*

**D. Erbolatuly**, Candidate of Sciences in Physics and Mathematics, Professor of the Department of Physics and Technology, Sarsen Amanzholov East Kazakhstan University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan;

**E.V. Korotkova**, Postgraduate Student of the Polytechnic Institute of the Department of Materials Science and Materials Processing Technologies, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia;

**L.I. Kveglis**, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor of the Department of Materials Science and Materials Processing Technologies, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia;

**E.I. Yakushevsky**, Postgraduate Student of the Polytechnic Institute of the Department of Materials Science and Materials Processing Technologies, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia;

**G.U. Erbolatova**, PhD, Associate Professor of the International School of Engineering, East Kazakhstan Technical University named after D. Serikbaev, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan.