

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, ТВЕРДОСТИ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА*А.В. Востриков¹, Г.С. Севальнев¹, И.О. Банных², И.И. Власов¹, Д.Н. Романенко¹, К.В. Дульнев¹*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук», Москва, Россия; imet@imet.ac.ru

Аннотация. Проведены металлографические исследования структуры и трибологические исследования в условиях сухого трения скольжения образцов экономнолегированной стали со сверхравновесным содержанием азота после закалки в диапазоне температур от $(Ac_3 - 50)$ до $(Ac_3 + 250)$ °С. Металлографический анализ показал, что с повышением температуры закалки увеличивается размер зерна и снижается дисперсность мартенситной структуры. По результатам трибологических исследований установлено, что после закалки в диапазоне температур $(Ac_3 + 100)$ – $(Ac_3 + 150)$ °С происходит увеличение содержания аустенита, насыщенного углеродом и азотом, что приводит к снижению коэффициента трения и повышению износостойкости.

Ключевые слова: стали со сверхравновесным содержанием азота, термическая обработка, трение, износостойкость, твердость, микроструктура

Для цитирования: Востриков А.В., Севальнев Г.С., Банных И.О., Власов И.И., Романенко Д.Н., Дульнев К.В. Эволюция микроструктуры, твердости и триботехнических свойств экономнолегированной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14.

Scientific article

MICROSTRUCTURE, HARDNESS AND TRIBOTECHNICAL PROPERTIES EVOLUTION OF ECONOMICALLY ALLOYED HIGH NITROGEN MARTENSITIC STEEL*A.V. Vostrikov¹, G.S. Sevalnev¹, I.O. Bannykh², I.I. Vlasov¹, D.N. Romanenko¹, K.V. Dulnev¹*

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

²Federal State Budgetary Institution of Science «Institute of Metallurgy and Material Science of A.A. Baikov, Russian Academy of Sciences», Moscow, Russia; imet@imet.ac.ru

Abstract. Metallographic studies of the structure and tribological studies in conditions of dry sliding friction of sparingly alloyed high nitrogen steel samples after quenching in the temperature range from $(Ac_3 - 50)$ to $(Ac_3 + 250)$ °C were carried out in this work. Metallographic analysis showed that with an quenching temperature increasing, the grain size increases and the martensitic structure fineness decreases. According to the tribological studies results, it was found that after quenching in the temperature range $(Ac_3 + 100)$ – $(Ac_3 + 150)$ °C, the content of austenite saturated with carbon and nitrogen increases, which leads to a decrease in the friction coefficient and an increase in wear resistance.

Keywords: high nitrogen steels, heat treatment, friction, wear resistance, hardness, microstructure

For citation: Vostrikov A.V., Sevalnev G.S., Bannykh I.O., Vlasov I.I., Romanenko D.N., Dulnev K.V. Microstructure, hardness and tribotechnical properties evolution of economically alloyed high nitrogen martensitic steel. *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14.

Введение

В современном машиностроении постоянно растут требования, предъявляемые к уровню свойств материалов новых высоконагруженных агрегатов, содержащих подвижные механизмы. Возникновение механических воздействий, которые сопровождаются высокими контактными нагрузками, повышением коэффициента трения при высоких скоростях и выдавливании смазочного материала из зоны контакта, приводит к реализации механизмов разрушения, связанных с интенсивным изнашиванием и контактной усталостью. Для сопротивления вышеуказанным воздействиям и сохранения размерной стабильности работающих изделий современные конструкционные материалы должны обладать высокими прочностными характеристиками, твердостью, износостойкостью и контактной выносливостью [1–6].

Для обеспечения требований по свойствам при конструировании агрегатов используют углеродистые легированные стали. В связи с высоким содержанием углерода, а также развитой системой легирования после термической обработки в структуре данных сталей могут формироваться крупные избыточные фазы остроугольной морфологии, а также крупноигльчатый мартенсит, которые в совокупности могут способствовать снижению прочностных характеристик, износостойкости и контактной выносливости, а также снижению ресурса изделия.

Для снижения негативного влияния остроугольной морфологии структурных составляющих, вызывающих повышение уровня остаточных напряжений после упрочняющей обработки и во время механического воздействия при работе деталей в паре трения, применяют дополнительные методы обработки поверхности: химико-термическую обработку, нанесение покрытий, поверхностно-пластическую деформацию и т. д. В машиностроении наиболее распространенными методами для повышения износостойкости и контактной выносливости являются цементация, азотирование и комбинированные методы обработки [7–9].

Модифицирование поверхности путем введения углерода и формирования диффузионного слоя различной протяженности дает возможность повысить твердость поверхности, износостойкость и контактную выносливость. Газовые методы насыщения поверхности углеродом при цементации сопровождаются рядом трудностей: необходимо регулировать углеродный потенциал в насыщаемой атмосфере для исключения формирования карбидной сетки, а также контролировать поступление кислорода для исключения формирования окисленных участков в структуре диффузионного слоя. Применение вакуумной цементации позволяет исключить данные технологические факторы, однако требует дорогостоящего оборудования. В обоих случаях требуется введение дополнительного контроля для оценки толщины диффузионного слоя и концентрации углерода в нем.

Поверхностное насыщение сталей азотом позволяет получить диффузионные слои с более высокими значениями твердости и низкими значениями коэффициента сухого трения скольжения, что дает преимущество перед цементацией [10, 11]. Однако проведение технологического процесса также связано с рядом трудностей по регулированию азотного потенциала в атмосфере и исключению формирования дефектов в диффузионном слое (темной составляющей). Основным негативным фактором при проведении азотирования является продолжительность технологического процесса, который может продолжаться от 8 ч и достигать порядка 48 и 96 ч для получения требуемых толщин диффузионных слоев. Для повышения диффузионной активности азота процесс азотирования чаще всего проводят на заключительной стадии при температурах >500 °С, в связи с чем для данного процесса используются улучшаемые стали с температурой заключительного отпуска выше, чем температура при азотировании.

В рамках «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ ведутся разработки новых сталей, в которых углерод и дорогостоящие легирующие элементы, такие как Ni, Mo, W, V, Nb, Co, частично заменяются азотом [1, 12–15]. Введение азота в высоких (сверхравновесных) концентрациях позволяет достичь высокого уровня прочности с сохранением высокого уровня пластичности за счет образования мелкоигольчатого мартенсита, насыщенного углеродом и азотом, и мелкодисперсных избыточных фаз (карбонитридов размером <3 мкм) различной стехиометрии [13, 16–18]. Однако влияние сверхравновесного содержания азота на уровень триботехнических характеристик остается малоизученной областью. Поэтому целью данной работы является изучение влияния температуры закалки на формирование структуры, фазового состава, твердости и триботехнических характеристик образцов из экономнолегированной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования использовали экономнолегированную сталь мартенситного класса системы легирования Cr–Ni–Mn–Mo–V со сверхравновесным содержанием азота. Термическая обработка стали состояла из закалки с различных температур в диапазоне от ($A_{c3} - 50$) до ($A_{c3} + 250$) °С и заключительного низкого отпуска для сохранения полученных свойств после закалки и снятия остаточных напряжений. Общее содержание легирующих элементов составило ~5 % (по массе), содержание хрома 2,8 % (по массе), азота 0,17 % (по массе).

Металлографические исследования микроструктуры стали проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51 при увеличении $\times 500$; исследование структурных составляющих – с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi SU8010 в режиме вторичных и обратноотраженных электронов при рабочих увеличениях $\times 2500$ и ускоряющем напряжении 15 кВ с приставкой для проведения рентгеноспектрального микроанализа с применением программного обеспечения AZtec. Анализ легирующих элементов проводили путем сканирования поверхности с исследованием энергодисперсионных спектров химического элемента в поверхности.

Определение фазового состава экономнолегированной конструкционной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота проводили методами магнитного и рентгеноструктурного анализа. Магнитный метод включал в себя определение намагниченности насыщения методом Штеблеяна с прохождением образцов размером $10 \times 10 \times 50$ мм между индукционными катушками с использованием установки баллистического типа. Полученные данные с гальванометра пересчитывали в намагниченность насыщения, по которой определяли содержание мартенситной фазы в образцах.

Рентгеновскую съемку для определения аустенита и мартенсита в структуре стали выполняли на дифрактометре Empyrean с вертикально расположенным гониометром высокого разрешения модульной конструкции в $Cu K_{\alpha}$ -излучении. Расшифровку дифрактограмм проводили с применением встроенного программного обеспечения по общепринятым методикам.

Дюрометрические исследования твердости проводили на твердомере Durascan 20 при нагрузке 10 Н. Для исследования трибологических характеристик использовали универсальный трибометр Nanovea T50. Испытание на изнашивание в условиях сухого трения скольжения осуществляли по схеме «стержень–диск» со скоростью взаимного перемещения образца относительно контртела 0,1 м/с. В качестве контртела использовали термически обработанный шарик из стали ШХ15-ШД диаметром 6 мм с твердостью 940 HV. К контртелу прикладывали нагрузку в 10 Н. С помощью программного

обеспечения регистрировали кинематику изменения сухого трения скольжения. По результатам испытаний определяли скорость изнашивания, по которой можно оценить износостойкость исследуемых образцов. Для расчета скорости изнашивания использовали следующую формулу [3]:

$$W = s \cdot l/P \cdot L,$$

где W – скорость изнашивания образца, $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$; l – длина окружности дорожки износа, мм ; s – площадь сечения канавки износа, мм^2 ; P – нагрузка, Н ; L – путь трения, м .

Измерение геометрических параметров дорожки скольжения (ширину дорожки скольжения и глубину износа) производили с помощью лазерного микроскопа Olympus Lext 510.

Результаты и обсуждение

После горячей обработки давлением прутки из стали медленно охлаждали с использованием термостата. Замедленное охлаждение приводит к выделению и скоплению избыточных карбонитридных фаз по границам зерен. Микроструктура экономнолегированной конструкционной стали со сверхравновесным содержанием азота после такой термической обработки состоит из мартенсита с твердостью ~ 650 HV (рис. 1). Результаты исследования образцов с использованием термического анализа позволили установить интервал температур перехода $\alpha \rightarrow \gamma$ (температуры A_{c1} и A_{c3}), который составил $650\text{--}850$ °С, что является типичным для конструкционных сталей подобной системы легирования.

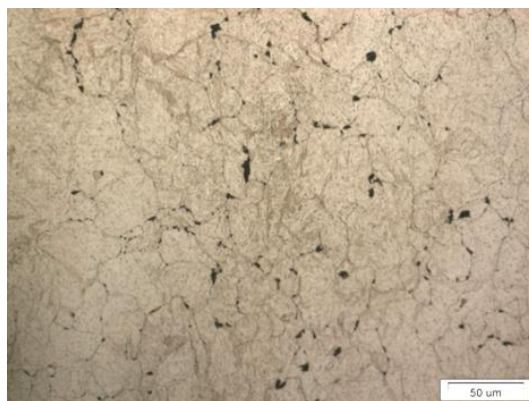


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) прутка экономнолегированной конструкционной стали мартенситного класса после отжига

Для исследования микроструктуры, фазового состава, твердости и триботехнических характеристик выбрана начальная температура закалки ($A_{c3} - 50$) °С с последующим ее увеличением на 100 °С. По результатам металлографических исследований с применением оптической микроскопии установлено, что с увеличением температуры закалки происходит увеличение размера зерна и снижается дисперсность мартенситной структуры (рис. 2). Размер зерна при температурах закалки ($A_{c3} - 50$) и ($A_{c3} + 50$) °С составляет $50\text{--}60$ мкм, при температурах ($A_{c3} + 150$) и ($A_{c3} + 250$) °С: $60\text{--}80$ мкм.

Для определения стехиометрического состава карбонитридной фазы проведено исследование на электронном микроскопе с применением картирования энергодисперсионных спектров. По результатам исследований обнаружены нитриды (V, Cr)N размерами $\sim(2\text{--}5)$ мкм, а также мелкодисперсные карбонитриды $\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$, легированные ванадием, размер которых составил $\sim(200\text{--}500)$ нм (рис. 3).

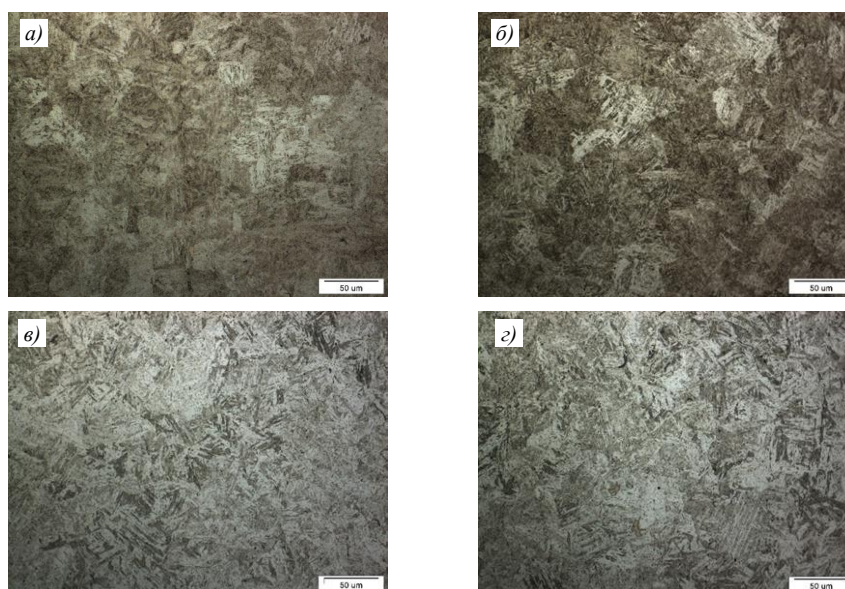


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) прутка экономнолегированной конструкционной стали мартенситного класса после закалки с температуры: *a* – $(Ac_3 - 50)^\circ\text{C}$; *б* – $(Ac_3 + 50)^\circ\text{C}$; *в* – $(Ac_3 + 150)^\circ\text{C}$; *г* – $(Ac_3 + 250)^\circ\text{C}$

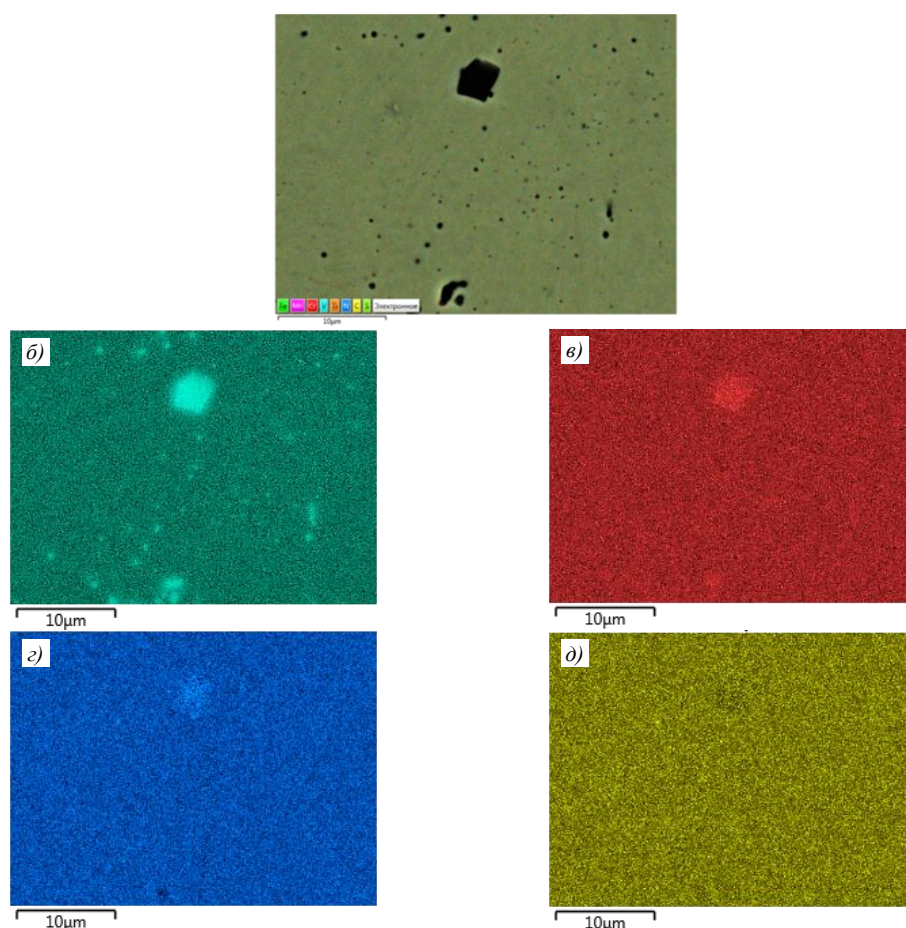


Рис. 3. Изображение микроструктуры (*a*) и энергодисперсионные спектры химических элементов ванадия (*б*), хрома (*в*), азота (*г*) и углерода (*д*) в экономнолегированной конструкционной стали мартенситного класса после термической обработки

По результатам исследования фазового состава с применением магнитного анализа установлено (рис. 4):

– что с увеличением температуры закалки объемная доля мартенситной фазы в структуре стали увеличивается;

– при температуре закалки ($A_{c_3} + 150$) °C происходит резкое снижение объемного содержания мартенситной фазы на 5 % по сравнению с предыдущей температурой закалки.

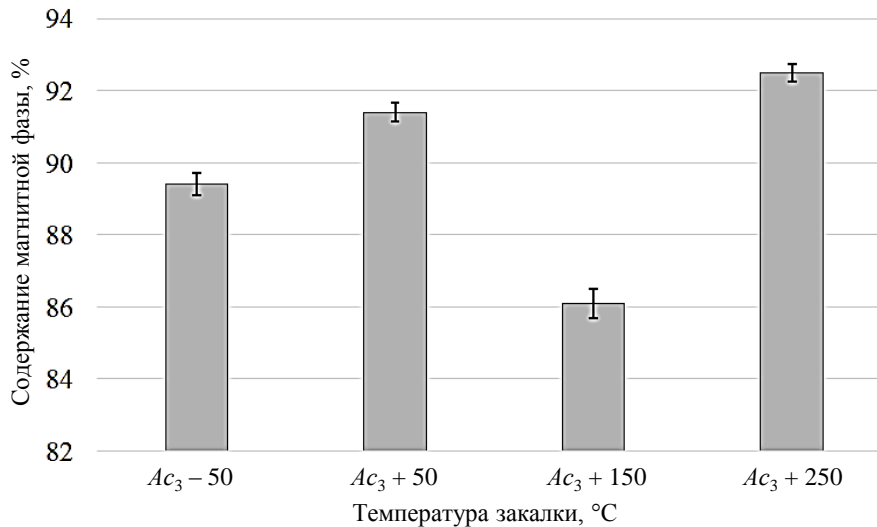


Рис. 4. Изменение содержания магнитной фазы в зависимости от температуры закалки экономнолегированной конструкционной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота

Увеличение объемного содержания аустенита связано с растворением γ -стабилизирующих легирующих элементов в матрице. Для подтверждения данного эффекта дополнительно методом рентгенофазового анализа определен фазовый состав. Анализ полученных дифрактограмм позволил подтвердить увеличение содержания мартенсита и снижение аустенита в структуре стали с увеличением температуры закалки, однако снижение содержания мартенсита при температуре закалки ($A_{c_3} + 150$) °C зафиксировать не удалось (рис. 5). При детальном анализе дифракционного пика α (110) дифрактограммы при температуре закалки ($A_{c_3} + 50$) °C видно его расщепление вблизи основания, что свидетельствует об увеличении содержания аустенита (рис. 5, б). При температуре закалки ($A_{c_3} + 150$) °C помимо того, что расщепление данного дифракционного пика исчезает, происходит исчезновение пика γ (002). Совокупность данных явлений свидетельствует о том, что изменение соотношения α - γ -фазового состава происходит внутри температурного интервала ($A_{c_3} + 50$)–($A_{c_3} + 150$) °C. В связи с этим проведены дополнительные исследования в данном температурном интервале при температурах ($A_{c_3} + 100$) и ($A_{c_3} + 125$) °C.

Результаты анализа дифрактограмм образцов, закаленных с температур ($A_{c_3} + 100$) и ($A_{c_3} + 125$) °C, подтвердили увеличение содержания аустенита и образование дополнительного дифракционного пика γ (111) (рис. 6). Увеличение температуры закалки до ($A_{c_3} + 125$) °C привело к образованию ярко выраженного дифракционного пика, что подтверждает результаты измерения намагниченности насыщения образцов.

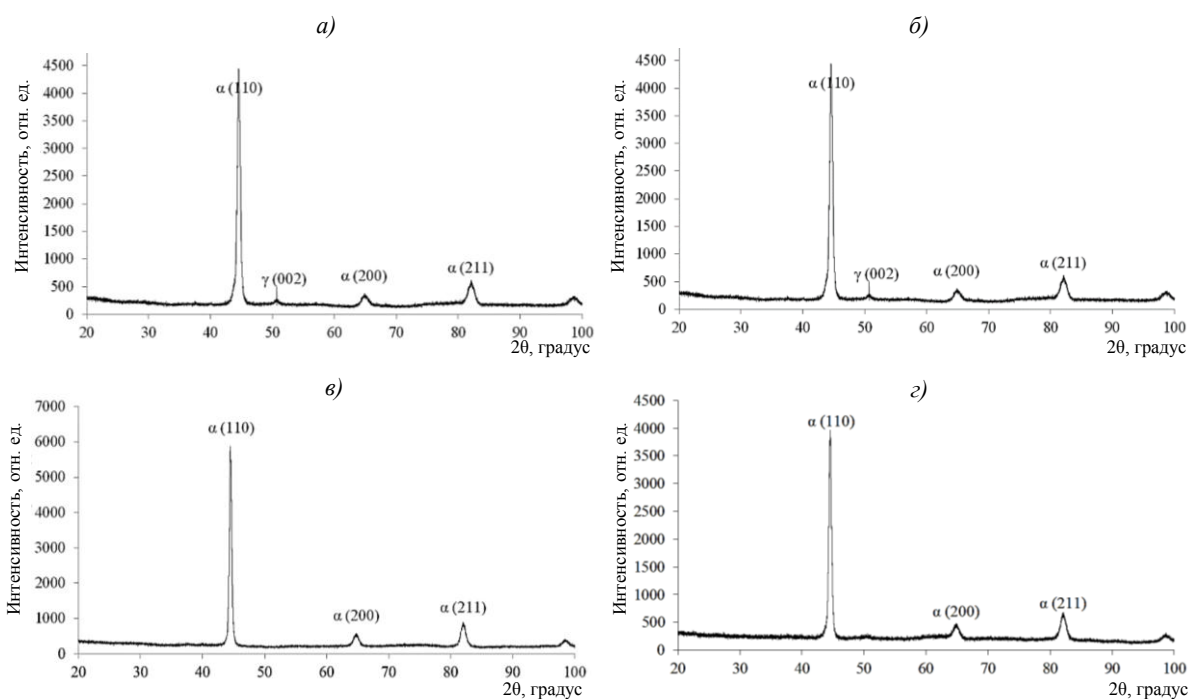


Рис. 5. Дифрактограммы экономно легированной конструкционной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота при закалке с температуры: *a* – $(A_{c3} - 50)$ °C; *б* – $(A_{c3} + 50)$ °C; *в* – $(A_{c3} + 150)$ °C; *г* – $(A_{c3} + 250)$ °C

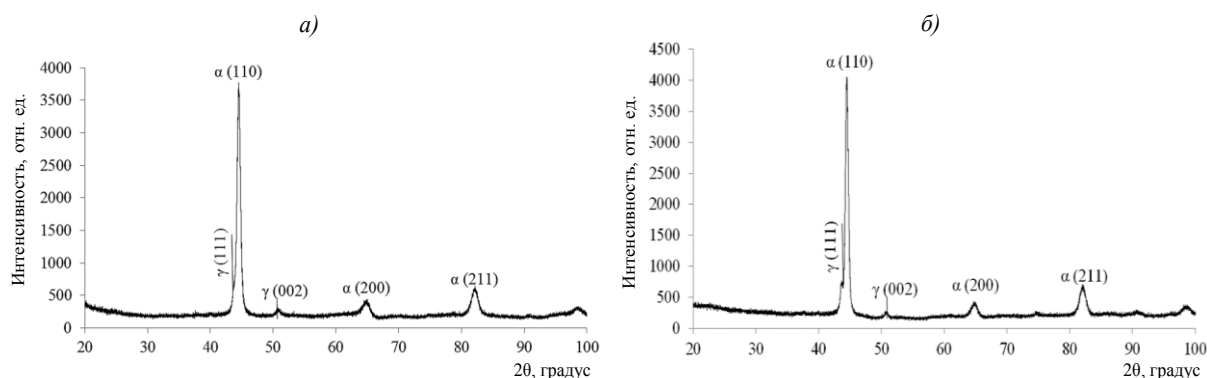


Рис. 6. Дифрактограммы экономнолегированной конструкционной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота при закалке с температуры: *a* – $(A_{c3} + 100)$ °C; *б* – $(A_{c3} + 125)$ °C

В большинстве случаев для обеспечения высокой износостойкости конструкционных сталей необходимо достичь высокой твердости поверхности. По результатам дюрOMETрических исследований установлено, что с увеличением температуры закалки практически линейно увеличивается твердость экономнолегированной конструкционной стали со сверхравновесным содержанием азота (рис. 7). При температурах закалки $(A_{c3} + 50)$, $(A_{c3} + 100)$ и $(A_{c3} + 125)$ °C твердость практически не изменяется, в то время как содержание мартенситной фазы уменьшается, что связано с одновременным протеканием двух процессов: растворением в матрице легирующих элементов, повышением твердости мартенситной структуры и стабилизацией аустенита, в результате чего твердость снижается.

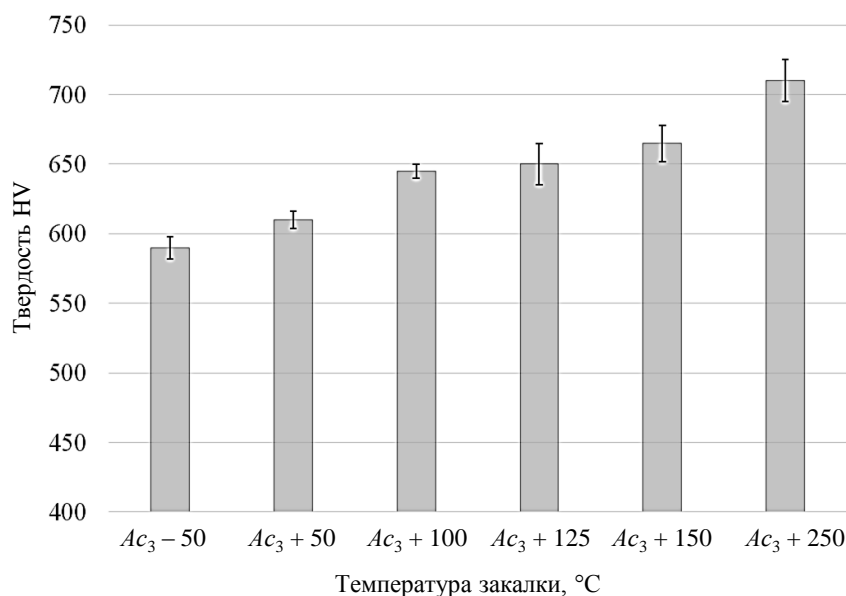


Рис. 7. Зависимость твердость от температуры закалки экономнолегированной конструкционной стали со сверхравновесным содержанием азота

При проведении анализа научно-технической литературы [19–21] установлено, что введение сверхравновесных концентраций азота способствует повышению износостойкости. Углеродистые стали подобной системы легирования нередко используются в узлах трибосопряжений, показывая положительный результат.

Испытания на изнашивание в условиях сухого трения скольжения экономнолегированной конструкционной стали со сверхравновесным содержанием азота позволили установить, что в зависимости от температуры закалки сталь имеет различные коэффициенты трения в связи с тем, что данный показатель относится к структурно-чувствительным величинам (рис. 8). Наилучшим показателем в данной выборке испытаний являлась закалка с температур ($A_{c_3} + 100$) и ($A_{c_3} + 125$) °C, у этих образцов средние значения коэффициента сухого трения скольжения относительно всего времени испытания составили 0,38 и 0,52 соответственно. Предположительно это связано с началом формирования между иглами мартенсита тонких прослоек аустенита, насыщенного одновременно азотом и углеродом, который и способствует снижению коэффициента сухого трения скольжения.

Исследования износостойкости показали, что наименьшей скоростью изнашивания также обладают образцы после закалки с температур ($A_{c_3} + 100$) и ($A_{c_3} + 125$) °C (рис. 9). По сравнению с образцами, закаленными с температуры ($A_{c_3} + 250$) °C и обладающими средней твердостью 710 HV, образцы, закаленные с температур ($A_{c_3} + 100$) и ($A_{c_3} + 125$) °C и обладающие средней твердостью ~650 HV, имеют скорость изнашивания соответственно в 4 и 1,7 раза меньше. Такое снижение скорости изнашивания связано с значительным снижением коэффициента трения во время работы пары трения. Аналогичный результат получен и на контртеле: скорость его изнашивания является минимальной при температуре закалки образца ($A_{c_3} + 100$) °C по сравнению с остальными (рис. 10). Однако скорость изнашивания контртела при температуре закалки образца ($A_{c_3} + 250$) °C не является максимальной, что связано с высокой хрупкостью получаемой мартенситной структуры, которая в процессе взаимодействия пары трения ведет к выкрашиванию образца.

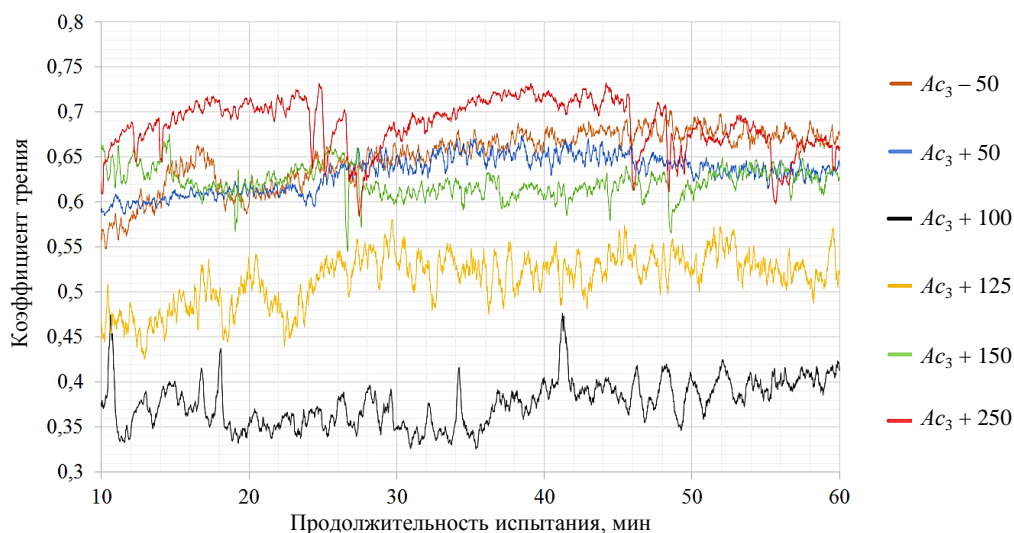


Рис. 8. Кинетика изменения коэффициента трения экономнолегированной конструкционной стали со сверхравновесным содержанием азота во времени в зависимости от температуры закалки

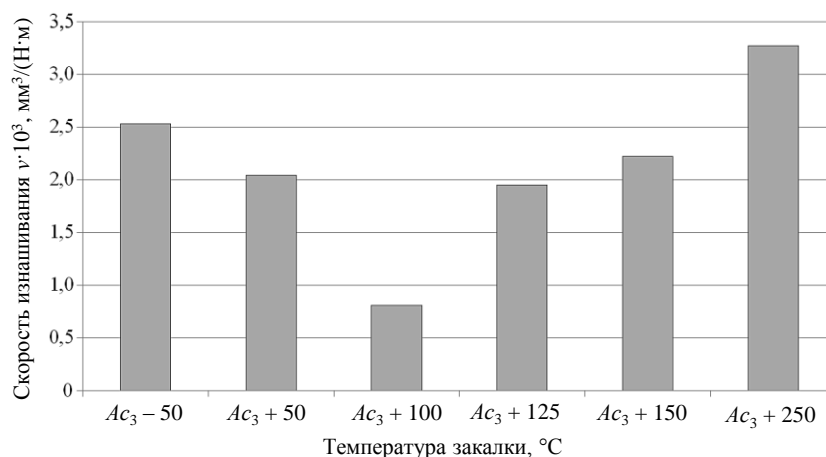


Рис. 9. Зависимость скорости изнашивания образцов из экономнолегированной конструкционной стали со сверхравновесным содержанием азота от температуры закалки

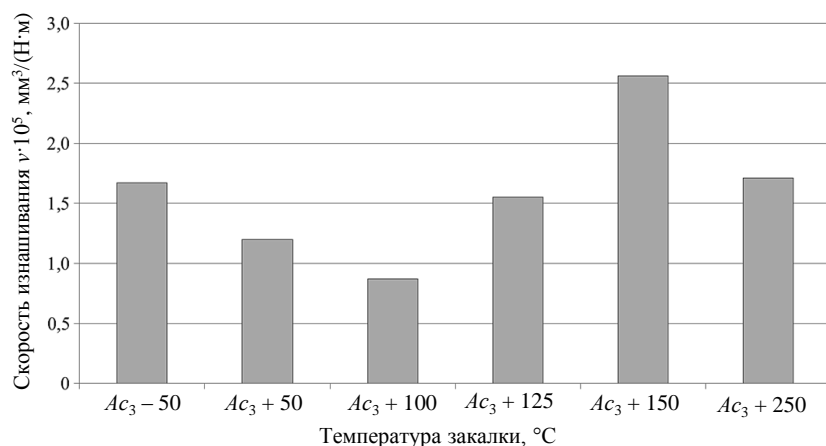


Рис. 10. Зависимость скорости изнашивания контрол из стали ШХ15-ШД в зависимости от температуры закалки образцов

Заключения

Экономнолегированные конструкционные стали со сверхравновесным содержанием азота являются перспективными материалами для различных областей машиностроения. Благодаря введению сверхравновесных концентраций азота формируются мелкодисперсные мартенсит и избыточные фазы, обеспечивающие высокий уровень прочностных характеристик без значительного снижения пластичности. Одной из перспективных областей применения данных сталей являются высоконагруженные детали, работающие в условиях экстремальных нагрузок при высоких уровнях интенсивного изнашивания и контактной усталости.

По результатам металлографических исследований установлено, что с увеличением температуры закалки с $(Ac_3 - 50)$ до $(Ac_3 + 250)$ °С происходит увеличение размера зерна и снижается дисперсность мартенситной структуры. Анализ результатов измерения фазового состава магнитным методом и с применением рентгеноструктурного анализа позволил установить, что с увеличением температуры закалки увеличивается количество мартенсита, за исключением температурного интервала от $(Ac_3 + 100)$ до $(Ac_3 + 125)$ °С, в котором происходит увеличение содержания аустенита. ДюрOMETрические исследования показали, что на всем температурном интервале от $(Ac_3 - 50)$ до $(Ac_3 + 250)$ °С происходит увеличение твердости. В температурном интервале от $(Ac_3 + 50)$ до $(Ac_3 + 125)$ °С твердость практически не изменяется из-за двух противоборствующих процессов: увеличение твердости мартенситной структуры и содержания аустенита.

Результаты испытаний на изнашивание в условиях сухого трения скольжения позволили установить, что образцы, закаленные с температуры $(Ac_3 + 100)$ °С, обладают наименьшей скоростью изнашивания и меньше всего изнашивают контртело из стали мартенситного класса ШХ15-ШД в результате снижения сухого трения скольжения пары трения.

Список источников

1. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В.И., Леонов А.В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 11 (105). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
2. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
5. Terent'ev V.F., Prosvirnin D.V., Seval'neva T.G. et al. Structural state and mechanical behavior of Fe–Cr–Ni maraging steels // Russian metallurgy (Metally). 2020. Vol. 2020. Is. 4. P. 426–433.
6. Севальнев Г.С., Севальнева Т.Г., Колмаков А.Г., Дульнев К.В., Крылов С.А. Исследование триботехнических характеристик коррозионностойких сталей с различным механизмом объемного упрочнения // Труды ВИАМ. 2021. № 10 (104). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
7. Смирнов А.Е., Фархутдинов Р.С., Рыжова М.Ю., Пахомова С.А. Технологические особенности вакуумной цементации низколегированных сталей // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2019. № 2. С. 84–90.
8. Мохова А.С., Смирнов А.Е., Алехин А.П. Вакуумная комбинированная химико-термическая обработка стали ВКС-10 // Инженерный вестник. 2015. № 12. С. 1–8.
9. Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Алексеева М.С., Громов В.И. Влияние вакуумной химико-термической обработки на износостойкость сталей ВКС-7 и ВКС-10 // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-3-8.
10. Филонников А.Л., Ринчинова С.В. Борирование как способ упрочнения рабочих поверхностей технологической оснастки // Символ науки. 2019. № 1. С. 33–35.
11. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.

12. Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Панайоти Т.А. Ионная химико-термическая обработка сплавов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 400 с.
13. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
14. Севальнев Г.С., Анцыферова М.В., Дульнев К.В., Севальнева Т.Г., Власов И.И. Влияние концентрации азота на структуру и свойства экономнолегированной конструкционной стали // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 10–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-10-16.
15. Blinov V.M., Lukin E.I., Blinov E.V. et al. Tensile Fracture of Austenitic Corrosion-Resistant Steels with an Overequilibrium Nitrogen Content and Various Vanadium Contents // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. Vol. 2021. Is. 10. P. 1265–1269. DOI: 10.1134/S0036029521100062.
16. Бакрадзе М.М., Вознесенская Н.М., Леонов А.В., Крылов С.А., Тонышева О.А. Разработка и исследование высокопрочной коррозионностойкой стали для деталей подшипников // *Металлург*. 2019. № 11. С. 39–44.
17. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. *Металлургия под давлением*. София: Проф. Марин Дринов, 1995. 272 с.
18. Гудремон Э. Специальные стали: пер. с нем. Изд. 2-е. М.: *Металлургия*, 1966. 1274 с.
19. Гончаревская Д.А. Химико-термическая обработка сталей со сверхравновесной концентрацией азота // *Политехнический молодежный журнал*. 2020. № 8 (49). Ст. 05. URL: <http://www.ptsj.ru> (дата обращения: 22.05.2022). DOI: 10.18698/2541-8009-2020-08-636.
20. Cronidur 30 Stainless Steel // PASU (Progressivealloy). URL: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (дата обращения: 22.05.2022).
21. Trojahn W., Streit E., Chin H., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30 // *Bearing steels: into the 21-st century*. American Society for Testing Material, 1998. ASTM STP 1327. P. 447–459.

References

1. Korobova E.N., Sevalnev G.S., Gromov V.I., Leonov A.V. Steels for the manufacture of roller bearings for special purposes (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 11 (105), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 05, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
2. Kablov E.N. What is the future to be made of? Materials of a new generation, technologies for their creation and processing – the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
3. Kablov E.N. New generation materials are the basis for innovation, technological leadership and Russia's national security. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
4. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
5. Terentev V.F., Prosvirnin D.V., Sevalneva T.G. et al. Structural state and mechanical behavior of Fe–Cr–Ni maraging steels. *Russian metallurgy (Metally)*, 2020, vol. 2020, is. 4, pp. 426–433.
6. Sevalnev G.S., Sevalneva T.G., Kolmakov A.G., Dulnev K.V., Krylov S.A. Study of the tribotechnical characteristics of corrosion-resistant steels with different mechanisms of volumetric hardening. *Trudy VIAM*, 2021, no. 10 (104), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
7. Smirnov A.E., Farkhutdinov R.S., Ryzhova M.Yu., Pakhomova S.A. Technological features of vacuum cementation of low-alloy steels. *Problemy mashinostroyeniya i nadezhnosti mashin*, 2019, no. 2, pp. 84–90.
8. Mokhova A.S., Smirnov A.E., Alekhin A.P. Vacuum combined chemical-thermal treatment of steel VKS-10. *Inzhenerny vestnik*, 2015, no. 12, pp. 1–8.
9. Kuksenova L.I., Gerasimov S.A., Alekseeva M.S., Gromov V.I. Influence of vacuum chemical and thermal processing on wear resistance of VKS-7 and VKS-10 steels. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-3-8.
10. Filonnikov A.L., Rinchinova S.V. Boriding as a method of hardening the working surfaces of technological equipment. *Simvol nauki*, 2019, no. 1, pp. 33–35.
11. Lakhtin Yu.M., Kogan Ya.D. *Nitriding of steel*. Moscow: Mashinostroenie, 1976, 256 p.

12. Arzamasov B.N., Bratukhin A.G., Eliseev Yu.S., Panayoti T.A. *Ionic chemical-thermal treatment of alloys*. Moscow: MSTU im. N.E. Bauman, 1999, 400 p.
13. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
14. Sevalnev G.S., Antsyferova M.V., Dulnev K.V., Sevalneva T.G., Vlasov I.I. Influence of nitrogen concentration on the structure and properties of sparingly alloyed structural steel. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 10–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-10-16.
15. Blinov V.M., Lukin E.I., Blinov E.V. et al. Tensile Fracture of Austenitic Corrosion-Resistant Steels with an Overequilibrium Nitrogen Content and Various Vanadium Contents. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2021, vol. 2021, is. 10, pp. 1265–1269. DOI: 10.1134/S0036029521100062.
16. Bakradze M.M., Voznesenskaya N.M., Leonov A.V., Krylov S.A., Tonysheva O.A. Development and research of high-strength corrosion-resistant steel for bearing parts. *Metallurg*, 2019, no. 11, pp. 39–44.
17. Rashev Ts.V. *High nitrogen steels. Metallurgy under pressure*. Sofia: Prof. Marin Drinov, 1995, 272 p.
18. Goodremont E. *Special steels*: trans. From Germ. Ed. 2nd. Moscow: Metallurgiya, 1966, 1274 p.
19. Goncharevskaya D.A. Chemical-thermal treatment of steels with superequilibrium nitrogen concentration. *Politekhnichestkiy molodezhnyy zhurnal*, 2020, no. 8, paper no. 05. Available at: <https://www.ptsj.ru> (accessed: May 05, 2022). DOI: 10.18698/2541-8009-2020-08-636.
20. *Cronidur 30 Stainless Steel*. URL: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (accessed: May 05, 2022).
21. Trojahn W., Streit E., Chin H., Ehlert D. *Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30*. Bearing steels: into the 21st century. American Society for Testing Material, 1998, ASTM STP 1327, pp. 447–459.

Информация об авторах

Востриков Алексей Владимирович, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Севальнев Герман Сергеевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Баных Игорь Олегович, заместитель директора по науке, д.т.н., ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН», imet@imet.ac.ru

Власов Иван Игоревич, техник 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Романенко Дмитрий Николаевич, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дульнев Константин Владимирович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexey V. Vostrikov, Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

German S. Sevalnev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor O. Bannykh, Deputy Director of Science, Doctor of Sciences ((Tech.), FSBI of Science «Institute of Metallurgy and Material Science of A.A. Baikov, RAS», imet@imet.ac.ru

Ivan I. Vlasov, Second Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitryi N. Romanenko, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Konstatntin V. Dulnev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 22.06.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 05.07.2022.

The article was submitted 22.06.2022; approved and accepted for publication after reviewing 05.07.2022.