

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-23-32

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И ХАРАКТЕРИСТИКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

К.В. Дульнев<sup>1</sup>, Г.С. Севальнев<sup>1</sup>, Е.И. Ульянов<sup>1</sup>, К.Д. Обливанцев<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Проведены исследования микроструктуры, твердости и трибологических свойств высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали мартенситного класса. Установлено, что структура стали состоит из мартенсита и остаточного аустенита, а также избыточных нитридных фаз. Твердость стали по шкале Роквелла составляет 48,5–52,5 HRC, а по шкале Виккерса 580–640 HV<sub>5</sub>. Проведены трибологические испытания, по результатам которых получен минимальный средний коэффициент трения 0,45, а также минимальная интенсивность изнашивания  $0,7 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ .

**Ключевые слова:** высокоазотистые стали, сверхравновесное содержание азота, термическая обработка, микроструктура, твердость, конструкционные стали

**Для цитирования:** Дульнев К.В., Севальнев Г.С., Ульянов Е.И., Обливанцев К.Д. Термическая обработка и ее влияние на структуру и характеристики работоспособности высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 23–32. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-23-32.

Scientific article

## HEAT TREATMENT AND ITS INFLUENCE ON THE STRUCTURE AND PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF HIGH STRENGTH HIGH-NITROGEN MARTENSITIC STRUCTURAL STEEL

K.V. Dulnev<sup>1</sup>, G.S. Sevalnev<sup>1</sup>, E.I. Ulyanov<sup>1</sup>, K.D. Oblivantsev<sup>1</sup>

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

**Abstract.** The work studies the microstructure, hardness, and tribological properties of a high-strength, high-nitrogen, martensitic-class structural steel. It has been found that the steel's structure consists of martensite, residual austenite, and excess nitride phases. The steel's hardness on the Rockwell scale ranges from 48,5 to 52,5 HRC, and on the Vickers scale it ranges from 580 to 640 HV<sub>5</sub>. Tribological tests were conducted, resulting in a minimum average coefficient of friction of 0,45 and a minimum wear rate of  $0,7 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ .

**Keywords:** high nitrogen steels, super-equilibrium nitrogen content, heat treatment, microstructure, hardness, construction steel

**For citation:** Dulnev K.V., Sevalnev G.S., Ulyanov E.I., Oblivantsev K.D. Heat treatment and its influence on the structure and performance characteristics of high strength high-nitrogen martensitic structural steel. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 23–32. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-23-32.

## Введение

В настоящее время в современном машино- и авиастроении ведется разработка новых машин и технологических комплексов. Тенденция их развития связана с минимизацией массы конструкций при сохранении их надежности, увеличением ресурса работы ответственных узлов, а также расширением диапазона рабочих температур и нагрузок [1–3]. Особенно актуальны эти требования для авиационной отрасли, где зачастую традиционные материалы достигают пределов своих эксплуатационных возможностей. В этих условиях особое значение приобретают высокопрочные стали мартенситного класса, которые благодаря современным методам легирования и термической обработки могут демонстрировать уникальное сочетание прочностных и пластических характеристик.

Для обеспечения требований по свойствам при проектировании новых узлов и агрегатов используют углеродистые легированные стали. Высокое содержание углерода, а также легирование такими элементами, как хром, молибден, вольфрам, титан, ванадий, приводит к формированию в структуре крупноразмерных избыточных фаз остроугольной морфологии, что приводит к снижению прочностных и пластических характеристик, износостойкости и контактной выносливости, а также ресурса работы изделия и его надежности [4]. В этом контексте особый интерес представляет новое направление в развитии сталей – введение в их химический состав азота, который, являясь сильным аустенитообразующим элементом, позволяет принципиально по-новому подходить к проектированию сталей с заданным комплексом свойств.

Преимущества легирования азотом носят многоаспектный характер:

- азот (в отличие от углерода) не способствует образованию грубых карбидных фаз, что положительно сказывается на сопротивлении хрупкому разрушению;
- азот существенно повышает коррозионную стойкость стали, что особенно важно для эксплуатации в агрессивных средах;
- мартенсит, легированный азотом, демонстрирует повышенную термическую стабильность, что расширяет технологические возможности управления структурой и свойствами материала в процессе термической обработки;
- легирование азотом позволяет достичь исключительного сочетания прочности и пластичности, недостижимого для традиционных высокоуглеродистых сталей [5–7].

Однако процесс производства высокоазотистых сталей сопряжен с рядом существенных технологических трудностей, обусловленных физико-химическими особенностями азота как легирующего элемента. Основная сложность заключается в ограниченной растворимости азота в жидком железе – при атмосферном давлении она не превышает 0,045 % даже при температурах ~1600 °С. Повышению растворимости азота способствует применение избыточного парциального давления газового азота на ванну расплава при проведении электрошлакового переплава или плазменно-дугового переплава [8].

Несмотря на сложности получения высокоазотистых сталей, их использование и исследование являются крайне перспективными. Особенно перспективно применение высокоазотистых сталей мартенситного класса в условиях сложного нагружения, включая циклические и ударные нагрузки. Это касается таких ответственных применений, как детали авиационных двигателей, элементы силового набора летательных аппаратов, роторы энергетических турбин, детали подвески высокоскоростного транспорта [9]. Однако эксплуатационные характеристики этих материалов в решающей степени зависят от правильно подобранных режимов термической обработки, которые определяют фазовый состав, дисперсность структурных составляющих и характер распределения легирующих элементов.

В рамках «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ ведутся разработки новых азотистых и высокоазотистых сталей мартенситного и аустенитного класса. Азот в этих сталях способен заменить углерод как элемент внедрения, а также дорогостоящие легирующие элементы, такие как никель, кобальт, титан, вольфрам и др. [10, 11]. Введение высоких концентраций азота (в том числе свыше возможных при атмосферном давлении) позволяет достичь высоких прочностных характеристик наряду с высокой пластичностью за счет образования мелкоигольчатого мартенсита, насыщенного углеродом и азотом, а также мелкодисперсных избыточных фаз (карбонитридов <3 мкм) различной стехиометрии [12, 13].

В данной работе проводится исследование влияния различных режимов термической обработки на микроструктуру, твердость и трибологические характеристики высокоазотистой конструкционной стали мартенситного класса.

### Материалы и методы

Объектом исследования являются образцы, изготовленные из горячекатаных листов высокопрочной экономнолегированной высокоазотистой стали мартенситного класса системы легирования Cr–Ni–Si–Mo–Mn–V, предназначенной для работы в условиях высокоскоростного ударно-волнового нагружения. Содержание азота в стали достигает  $N = 0,15–0,17\%$ . Образцы подвергали термической обработке по схеме «закалка + низкий отпуск», характерной для сталей данного класса [14–16]. Закалку проводили с целью получения мартенситной структуры, последующий низкий отпуск необходим для снятия остаточных напряжений.

Исследование микроструктуры проводили методом оптической микроскопии при помощи оптического микроскопа с максимальной разрешающей способностью увеличения до  $\times 1000$ , а также методами электронной сканирующей микроскопии и просвечивающей микроскопии с использованием сканирующего электронного микроскопа и просвечивающего электронного микроскопа соответственно. Исследования на сканирующем электронном микроскопе осуществляли в режиме вторичных и обратно-отраженных электронов при рабочих увеличениях  $\times 2500$  и ускоряющем напряжении 15 кВ с приставкой для проведения рентгеноспектрального микроанализа.

Исследование фазового состава осуществляли методом рентгенофазового и магнитного анализа. Построение дифрактограмм выполняли при помощи дифрактометра с использованием медной трубки в  $K_\alpha$ -излучении. Расшифровку дифрактограмм осуществляли с использованием встроенного программного обеспечения.

Магнитный анализ проводили на установке баллистического типа по методу Штеблейна. Магнитный поток измеряли при помощи флюксметра во время прохождения между индукционными катушками образца заданного размера и постоянного сечения. Далее проводили пересчет полученных данных в намагниченность насыщения, по которой проводили определение содержания магнитной фазы в образцах.

Анализ твердости образцов после термической обработки проводили на универсальных твердомерах по методам Виккерса с нагрузкой 50 Н и Роквелла по стандартным методикам.

Испытания для определения трибологических характеристик проводили по схеме «стержень–диск» в условиях сухого скольжения при нагрузке 10 Н. В качестве контртела использовали шарик диаметром 6 мм из стали марки ШХ15-ШД. При помощи встроенного программного обеспечения фиксировали изменение положения контртела относительно образца, а также изменение коэффициента трения скольжения.

По результатам испытаний определяли интенсивность изнашивания, для расчета которой использовали следующую формулу [14]:

$$W = S \frac{l}{P \cdot L},$$

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

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

### Результаты и обсуждение

Для определения температурного интервала проведения закалки необходимо понимать, какие структурные изменения предположительно возможны в стали при нагреве. С этой целью проведены термические исследования методом дифференциальной сканирующей калориметрии (рис. 1). Анализ термокинетической кривой методом касательных позволил установить температуру полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения  $A_{C_3} = 850^\circ\text{C}$ , а также выявлена эндотермическая реакция в интервале температур  $850\text{--}970^\circ\text{C}$ . Данная реакция предположительно связана с выделением избыточных фаз. При более высоких температурах в интервале  $970\text{--}1080^\circ\text{C}$  выявлена экзотермическая реакция, связанная с растворением избыточных фаз. По результатам анализа термограммы наибольший интерес для проведения исследований представляет диапазон температур закалки  $900\text{--}1110^\circ\text{C}$ .

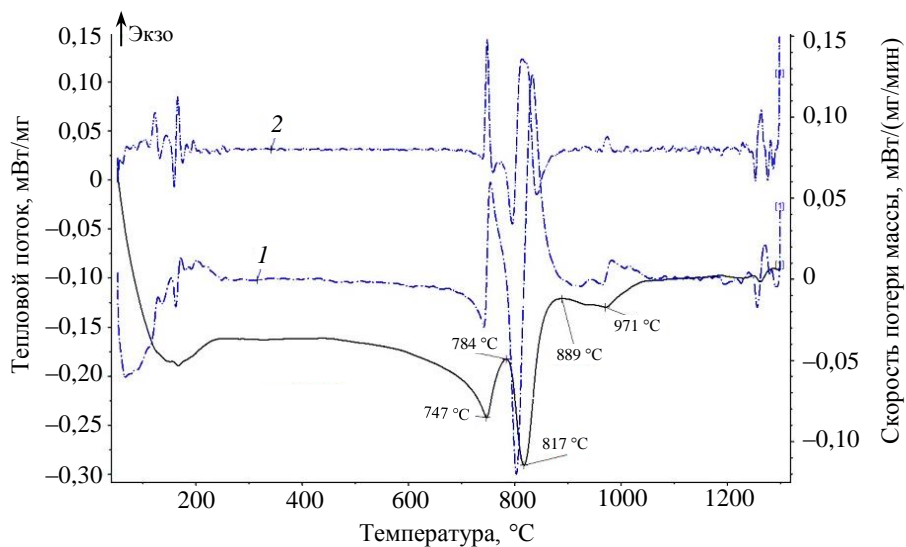


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма нагрева высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали (1 – первая производная, 2 – вторая производная)

Анализ микроструктуры термически обработанных образцов методом оптической микроскопии позволил установить, что структура образцов состоит из мартенсита и аустенита, а также мелкодисперсных избыточных фаз (рис. 2). Установлено, что увеличение температуры закалки приводит к снижению степени дисперсности мартенситных игл. В диапазоне температур закалки  $900\text{--}975^\circ\text{C}$  в структуре наблюдаются равномерно распределенные избыточные нитридные фазы [14], а увеличение температуры закалки до  $1110^\circ\text{C}$  приводит к снижению их содержания вследствие растворения в мартенситной матрице.



Рис. 2. Микроструктура ( $\times 500$ ) образцов после закалки с температур 900 (а), 950 (б), 975 (в), 1020 (г), 1080 (е) и 1110 °С (ж)

Анализ избыточных фаз методом электронно-зондового микроанализа выявил, что в материале наблюдаются частицы мелкодисперсной фазы (рис. 3, а) размером  $\sim 0,1$  мкм, обогащенные (по данным качественного электронно-зондового микроанализа) ванадием. Содержатся также неметаллические включения (буква «н» на рис. 3, б), являющиеся типичными для стали оксидами алюминия, кремния и кальция.

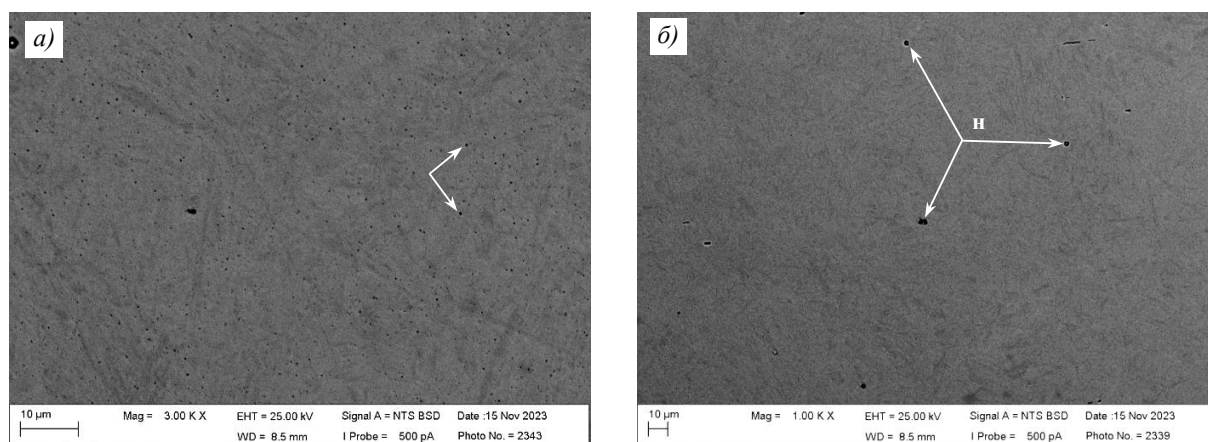


Рис. 3. Микроструктура (а) и места электронно-зондового микроанализа (б) образца из высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали

Анализ структуры стали методом просвечивающей микроскопии выявил в части пластин мартенсита микродвойники (указаны стрелками) шириной 3–30 нм (рис. 4, а). При больших увеличениях различаются тонкие прослойки аустенита (рис. 4, б). Наличие аустенита также подтверждается электронограммами, на которых присутствуют размытые рефлексы, соответствующие кристаллической решетке твердого раствора  $\gamma$ -Fe (рис. 4, в).

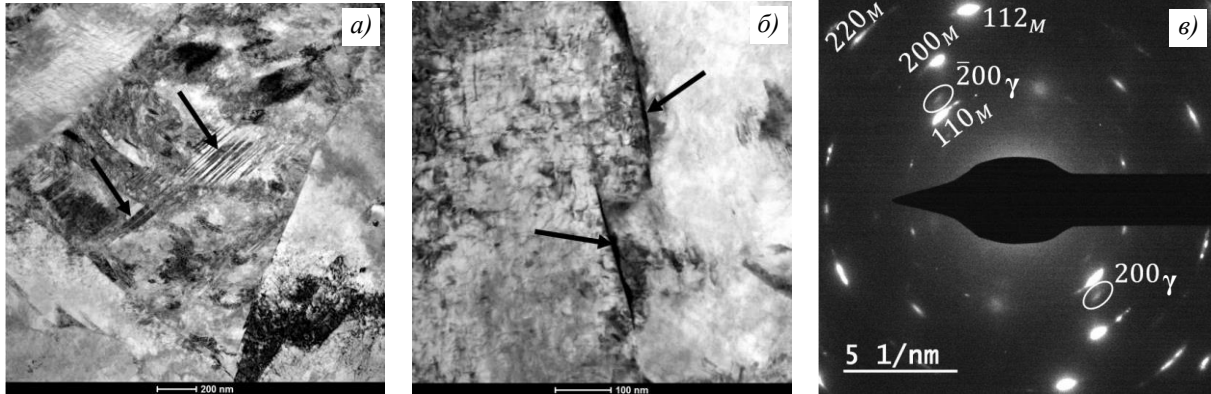


Рис. 4. Структура образца высокопрочной высокоазотистой стали (а, б) и ее электронограмма (в)

Анализ фазового состава магнитным методом выявил увеличение содержания магнитной фазы при увеличении температуры закалки (рис. 5). Причем в интервале температур 900–975 °С процентное содержание магнитной фазы на 4–7 % меньше по сравнению с образцами после закалки в интервале температур 1020–1110 °С в связи с растворением избыточных фаз в твердорастворной матрице и стабилизацией  $\alpha$ -фазы за счет ванадия и хрома.

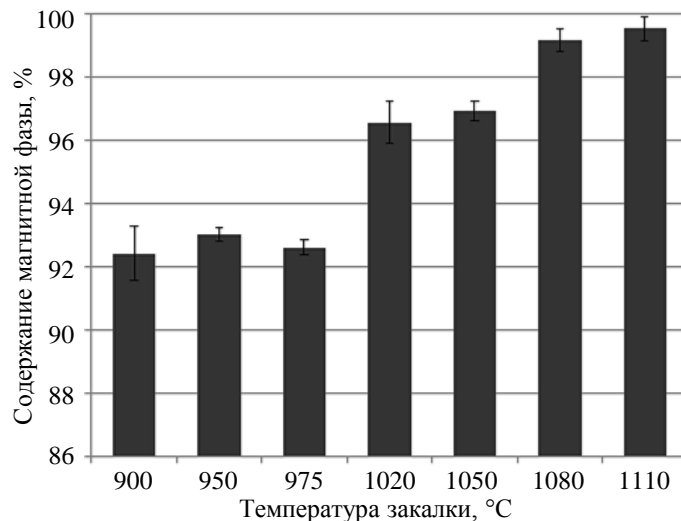


Рис. 5. Результаты исследования фазового состава по методу Штеблеяна

Полученные результаты подтверждаются исследованиями рентгенофазового анализа. В интервале температур 900–975 °С на дифрактограммах заметны пики немагнитной  $\gamma$ -фазы, подтверждающие наличие аустенита в микроструктуре стали, в то время как в диапазоне температур 1020–1110 °С данные пики отсутствуют, а на рентгенограмме присутствуют только пики кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы (рис. 6).

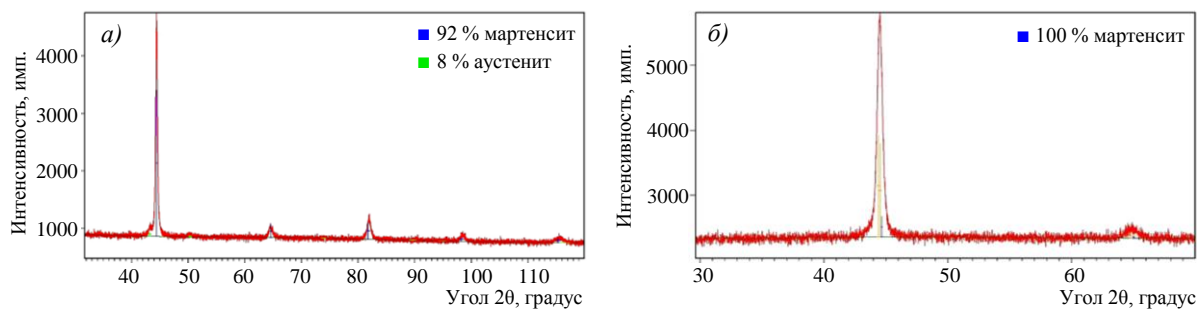


Рис. 6. Дифрактограммы высокопрочной высокоазотистой стали в интервале температур 900–975 (а) и 1020–1110 °С (б)

Оценку характеристик работоспособности стали проводили при помощи дюрометрических и трибологических испытаний. По результатам дюрометрического анализа методом Роквелла (рис. 7, а) получено, что с увеличением температуры закалки до 1050 °С вследствие растворения избыточных фаз происходит увеличение твердости с 50,5 до 52,5 HRC. При температуре закалки 1020 °С наблюдается снижение твердости. При данной температуре происходит начало растворения избыточных фаз, и, как следствие, твердорастворная матрица недостаточно насыщена хромом и ванадием, которые приводят к ее упрочнению. Повышение температуры закалки до 1110 °С приводит к снижению твердости вследствие увеличения размера зерна, что становится возможным из-за растворения избыточных фаз, способных сдерживать рост зерен. Практически аналогичная картина наблюдается при измерении твердости методом Виккерса (рис. 7, б) со смещением максимальной твердости к температуре закалки 1020 °С.

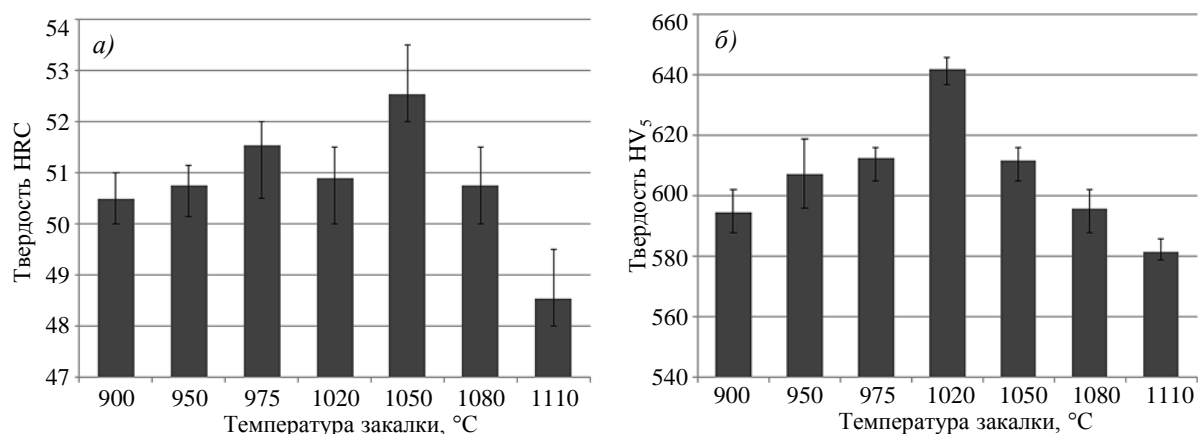


Рис. 7. Результаты дюрометрического анализа по Роквеллу (а) и Виккерсу (б)

Испытания на изнашивание в условиях сухого трения скольжения высокопрочной высокоазотистой стали позволили установить, что в зависимости от температуры закалки сталь имеет различные коэффициенты трения, так как данный показатель относится к структурно-чувствительным величинам (рис. 8, а). Начиная с температуры закалки 900 °С происходит значительное снижение значения коэффициента трения – с 0,625 до 0,45. Ранее в работе [14] установлено, что на снижение значений коэффициента трения значительное влияние оказывает фазовый состав, а именно – содержание аустенита, стабилизированного углеродом и азотом. Активное перераспределение легирующих элементов происходит также при температуре 950 °С ввиду преобразования z-фазы (Cr, V)N в нитрид ванадия VN, что приводит к дополнительному упрочнению твердого раствора. Как видно из данных графика на рис. 8, б, при температурах закалки 950 и 975 °С реализуется наименьшая интенсивность изнашивания – соответственно

$0,7 \cdot 10^{-4}$  и  $0,75 \cdot 10^{-4}$   $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ . Дальнейшее увеличение температуры закалки до интервала 1020–1100 °С привело к увеличению как коэффициента трения до значений 0,53–0,7, так и интенсивности изнашивания в 1,6–2,4 раза – до  $(2–2,8) \cdot 10^{-4}$   $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ . Несмотря на увеличение твердости, увеличение интенсивности изнашивания и коэффициента трения связано со снижением трещиностойкости высокопрочной высокоазотистой стали.

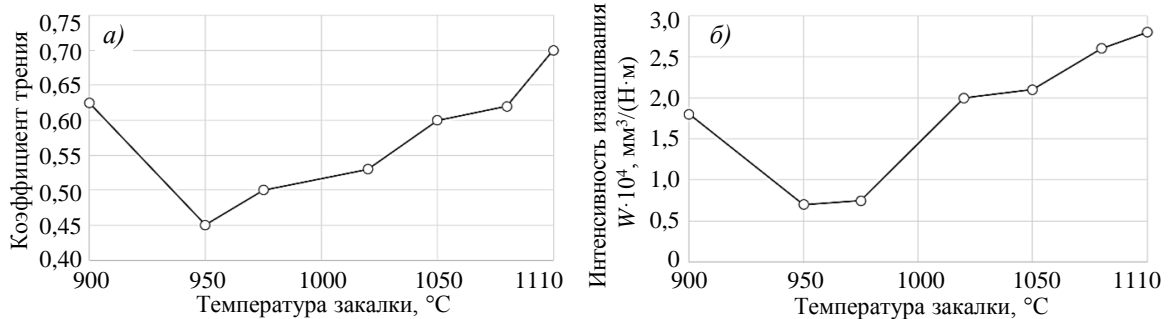


Рис. 8. Изменение коэффициента трения (а) и интенсивности изнашивания образцов (б) при испытании на изнашивание в условиях сухого трения скольжения высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали в зависимости от температуры закалки

### Заключения

Легирование азотом является перспективным направлением в области развития конструкционных сталей, работающих в условиях высоких динамических и статических нагрузок, а также при трибосопряжении. При выборе оптимальной термической обработки данные стали показывают высокие прочностные и пластические характеристики, а также высокие показатели износостойкости. Высокоазотистые стали могут найти широкое распространение при проектировании и изготовлении тяжело нагруженных деталей и узлов машин.

Анализ термограммы, полученной в результате дифференциальной сканирующей калориметрии, позволил установить температуру полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения  $A_{c3} = 850$  °С, а также выявить интервалы температур с выделением избыточных фаз (850–970 °С) и их растворением (970–1080 °С).

Результаты исследования микроструктуры позволили установить, что после закалки и низкого отпуска структура высокопрочной высокоазотистой стали состоит из мартенсита, остаточного аустенита, а также мелкодисперсных избыточных фаз. Причем с увеличением температуры закалки степень дисперсности мартенсита снижается, а также происходит растворение избыточных фаз в твердорастворной матрице.

Исследования фазового состава выявили наличие остаточного аустенита в интервале температур 900–975 °С, которое составляет ~8 %. Полученные данные подтверждаются результатами магнитного анализа.

Проведены трибологические испытания в условиях сухого трения скольжения. По результатам испытаний получено, что наименьшим коэффициентом трения и наименьшей интенсивностью изнашивания обладает образец после закалки с температуры 950 °С. Средний коэффициент трения при этом составляет 0,45, а интенсивность изнашивания  $0,7 \cdot 10^{-4}$   $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ , что в 1,5–3 раза ниже по сравнению с другими температурами закалки.

### Список источников

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.

3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
4. Каблов Е.Н., Бакрадце М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
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. Гончаревская Д.А. Химико-термическая обработка сталей со сверхравновесной концентрацией азота // Политехнический молодежный журнал. 2020. № 8 (49). DOI: 10.18698/2541-8009-2020-08-636.
7. 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.
8. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Проф. Марин Дринов, 1995. 272 с.
9. Громов В.И., Якушева Н.А., Востриков А.В., Черкашнев Н.Н. Высокопрочные конструкционные стали для валов газотурбинных двигателей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 3–12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
10. 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.
11. Гудремон Э. Специальные стали. Изд. второе. Перевод с нем. М.: Металлургия, 1966. 1274 с.
12. Бакрадце 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.
13. 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: ASTM STP 1327 / eds. J.J.C. Hoo, W.B. Green. American Society for Testing Material, 1998. 440 p.
14. Востриков А.В., Севальнев Г.С., Банных И.О. и др. Эволюция микроструктуры, твердости и триботехнических свойств экономнолегированной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). С. 3–14. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14.
15. Севальнев Г.С., Громов В.И., Дульнев К.В., Севальнева Т.Г. Контактная выносливость азотистых аустенито-мартенситных сталей с различным механизмом упрочнения // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 3–14. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-3-14.
16. Крылов С.А., Макаров А.А., Дружнов М.А. Исследование высокопрочной низколегированной стали со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2020. № 12 (94). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-3-13.

### References

1. Kablov E.N. What to Make the Future of? New-Generation Materials, Technologies for Their Creation and Processing – the Basis of Innovations. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
2. Kablov E.N. New-Generation Materials – the Basis of Innovations, Technological Leadership, and National Security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
3. Kablov E.N. New-Generation Materials and Digital Technologies for Their Processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
4. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

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, pp. 426–433.
6. Goncharevskaya D.A. Chemical-thermal treatment of steels with super-equilibrium nitrogen concentration. *Politekhnichestkiy molodezhnyy zhurnal*, 2020, no. 8 (49). DOI: 10.18698/2541-8009-2020-08-636.
7. 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.
8. Rashev Ts.V. *High-nitrogen steels. Pressure metallurgy*. Sofia: Prof. Marin Drinov, 1995, 272 p.
9. Gromov V.I., Yakusheva N.A., Vostrikov A.V., Cherkashneva N.N. High strength structural steels for gas-turbine engine shafts (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 3–12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
10. 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.
11. Gudremon E. *Special steels*. Second ed. Trans. from Germ. Moscow: Metallurgiya, 1966, 1274 p.
12. 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.
13. 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: ASTM STP 1327 / eds. J.J.C. Hoo, W.B. Green. American Society for Testing Material*, 1998, 440 p.
14. 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), pp. 3–14. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14.
15. Sevalnev G.S., Gromov V.I., Dulnev K.V., Sevalneva T.G. Contact endurance of nitrogenous austenitic-martensitic steels with different hardening mechanism. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 3–14. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-3-14.
16. Krylov S.A., Makarov A.A., Druzhnov M.A. Study of high-strength low-alloy steel with super-equilibrium nitrogen content. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-3-13.

#### Информация об авторах

**Дульнев Константин Владимирович**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Севальнев Герман Сергеевич**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Ульянов Егор Ильич**, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Обливанцев Кирилл Дмитриевич**, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

#### Information about the authors

**Konstantin V. Dulnev**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

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

**Egor I. Ulyanov**, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Kirill D. Oblivantsev**, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 17.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.07.2025.

The article was submitted 17.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 25.07.2025.