

Научная статья

УДК 621.78

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-3-12

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ОБРАБОТКИ

Г.С. Севальнев¹, К.В. Дульнев¹, Е.Н. Коробова¹, Т.Г. Севальнева¹

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

Аннотация. Исследованы микроструктура, фазовый состав и механические свойства высокоуглеродистой подшипниковой стали системы легирования C–Cr–Mo–W–V–Nb при различных режимах термической обработки. Установлено, что применение многоступенчатого отпуска (до 5 циклов) и обработки холодом позволяет эффективно управлять фазовым составом стали, достигая содержания мартенсита до 90 %. При оптимальной термической обработке сталь демонстрирует пределы прочности до 2620 МПа и текучести 2160 МПа, относительные удлинение 6 % и сужение 8 %.

Ключевые слова: высокоуглеродистая подшипниковая сталь, микроструктура, фазовый состав, механические свойства, мартенсит, аустенит, обработка холодом

Для цитирования: Севальнев Г.С., Дульнев К.В., Коробова Е.Н., Севальнева Т.Г. Формирование микроструктуры, фазового состава и механических свойств высокоуглеродистой подшипниковой стали на различных этапах обработки // Труды ВИАМ. 2026. № 5 (159). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-3-12.

Scientific article

FORMATION OF MICROSTRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-CARBON BEARING STEEL AT VARIOUS STAGES OF PROCESSING

G.S. Sevalnev¹, K.V. Dulnev¹, E.N. Korobova¹, T.G. Sevalneva¹

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

Abstract. The paper investigates the microstructure, phase composition and mechanical properties of high-carbon bearing steel of the C–Cr–Mo–W–V–Nb alloying system under various heat treatment regimes. It has been established that the application of multi-stage tempering (up to 5 cycles) and cold treatment allows for effective control of the steel's phase composition, achieving a martensite content up to 90 %. With optimal heat treatment, the steel demonstrates tensile strength up to 2620 MPa, yield strength of 2160 MPa, relative elongation of 6 %, and reduction of area of 8 %.

Keywords: high carbon bearing steel, microstructure, phase composition, mechanical properties, martensite, austenite, cold treatment

For citation: Sevalnev G.S., Dulnev K.V., Korobova E.N., Sevalneva T.G. Formation of microstructure, phase composition and mechanical properties of high-carbon bearing steel at various stages of processing. *Trudy VIAM*, 2026, no. 5 (159), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-3-12.

Введение

В машиностроении наиболее ответственным узлом большинства машин и механизмов являются подшипники качения, работающие в условиях циклического нагружения, поэтому к ним предъявляются повышенные требования [1–5]. Качество и долговечность деталей подшипников качения зависят от их конструкции, технологии изготовления и свойств используемого материала, которые формируются в зависимости от технологии термической обработки [6–12]. В связи с этим контролю качества термической обработки, а также разработке различных методов термической и комбинированной обработки материалов для подшипников качения уделяется особое внимание в научно-практической деятельности различных предприятий.

В настоящее время для изготовления подшипников качения применяют высокоуглеродистые подшипниковые стали мартенситного класса, которые способны работать в условиях высоких циклических нагрузок и температур 350–500 °С без значительного разупрочнения [13–17]. Высокий уровень механических, триботехнических и контактно-усталостных свойств, а также повышенная теплостойкость таких сталей достигаются путем легирования такими карбидообразующими элементами, как вольфрам, молибден, хром, ванадий, которые обеспечивают требуемые свойства благодаря формированию высокоуглеродистого мартенсита при закалке и выделению из мартенсита и остаточного аустенита мелкодисперсных карбидов при отпуске стали [18].

Аустенитная фаза в подшипниковых сталях строго регламентируется в зависимости от класса точности изделия, поскольку в процессе эксплуатации изделия при высоких механических нагрузках возможно ее превращение в мартенсит, что сопровождается объемными изменениями и приводит к ухудшению размерной стабильности подшипников. Данная проблема возникает при эксплуатации тяжелонагруженных подшипников, которые могут подвергаться кратковременному тепловому воздействию при температурах 300–500 °С при работе газотурбинного двигателя.

В современном мировом машиностроении для нужд авиационной промышленности используются высокоуглеродистые комплексно-легированные теплостойкие стали типа М50 с высоким содержанием карбидообразующих элементов для изготовления тяжелонагруженных подшипников качения. Для производства конкурентоспособных теплостойких отечественных подшипников в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана теплостойкая подшипниковая сталь мартенситного класса системы легирования С–Cr–Mo–W–V–Nb, свойства которой находятся на уровне свойств зарубежного аналога – стали М50 [13, 14]. Для обеспечения высокого уровня механических свойств сталь подвергают упрочняющей термической обработке, состоящей из закалки >1000 °С, и последующей серии отпусков в диапазоне температур 400–600 °С для снижения доли остаточного аустенита в структуре материала. Количество отпусков может достигать до пяти в зависимости от сорта полуфабриката, размера исходного зерна аустенита и качества проведенной закалки.

В большинстве научно-технических литературных источников, в том числе и зарубежных, рассматривается конечный этап термической обработки без промежуточных операций. Однако уровень свойств, который формируется на промежуточных этапах обработки, может обеспечивать альтернативный комплекс свойств, который может подходить для различных областей применения, в связи с чем задача по исследованию кинетики структурообразования, изменению фазового состава и механических свойств является актуальной.

Цель данной работы – исследование формирования микроструктуры, фазового состава и механических свойств высокоуглеродистой подшипниковой стали на различных этапах термической обработки и с применением дополнительных методов уменьшения остаточного аустенита, таких как обработка холодом.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования использовали образцы из высокоуглеродистой комплексно-легированной теплостойкой подшипниковой стали системы легирования С–Cr–Mo–W–V–Nb, дополнительно содержащей в химическом составе тугоплавкий карбидообразующий элемент Ta. Для упрочнения сталей данного класса применяют закалку с температур, обеспечивающих наиболее полное растворение избыточных фаз с последующим многократным отпуском для снижения доли остаточного аустенита в структуре стали и выделения специальных карбидов.

Для оценки формирования микроструктуры, фазового состава и механических свойств высокоуглеродистой подшипниковой стали образцы подвергали различным комбинациям упрочняющей термической обработки:

- закалка и низкотемпературный отпуск в диапазоне температур 150–250 °С (режим 1);
- закалка и последующий высокотемпературный отпуск в диапазоне температур 450–550 °С; количество отпусков варьировалось от 1 до 5 (режимы 2–6);
- закалка, обработка холодом, высокотемпературный трехкратный отпуск в диапазоне температур 450–550 °С (режим 7);
- закалка, высокотемпературный отпуск, обработка холодом, высокотемпературный отпуск (режим 8).

Металлографические исследования структуры проводили на металлографических шлифах, вырезанных в поперечном направлении после травления в растворе «Марбле», с применением оптического микроскопа, оснащенного фотокамерой и программой анализа изображений, в соответствии с ГОСТ 8233–56 и ГОСТ 5639–82 при увеличении $\times 200$.

Для количественной оценки структурных составляющих фаз в объеме материала и их изменения в зависимости от проведенных режимов упрочняющей термической обработки проводили магнитный анализ с измерением намагниченности насыщения по методу Штеблейна. Для получения доли мартенсита и аустенита проводили пересчет намагниченности насыщения по методике НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Для оценки формируемого уровня прочностных свойств проводили механические испытания на статическое растяжение цилиндрических образцов в соответствии с ГОСТ 1497–2023. Скорость движения траверсы при испытании составляла 5 мм/мин.

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

Результаты и обсуждение

Закалку проводили с температуры, обеспечивающей предельно возможное растворение карбидов легирующих элементов в твердом растворе. Продолжительность выдержки рассчитывали из условий формирования на образцах с допустимой для подшипниковой стали дисперсностью мартенсита. Низкотемпературный отпуск проводили в температурном диапазоне 150–250 °С для снятия остаточных напряжений, а высокотемпературный отпуск и обработку холодом – для снижения количества остаточного аустенита и дисперсионного твердения (выделения мелкодисперсных карбидных фаз).

Для исследования кинетики формирования микроструктуры проведен металлографический анализ (рис. 1).

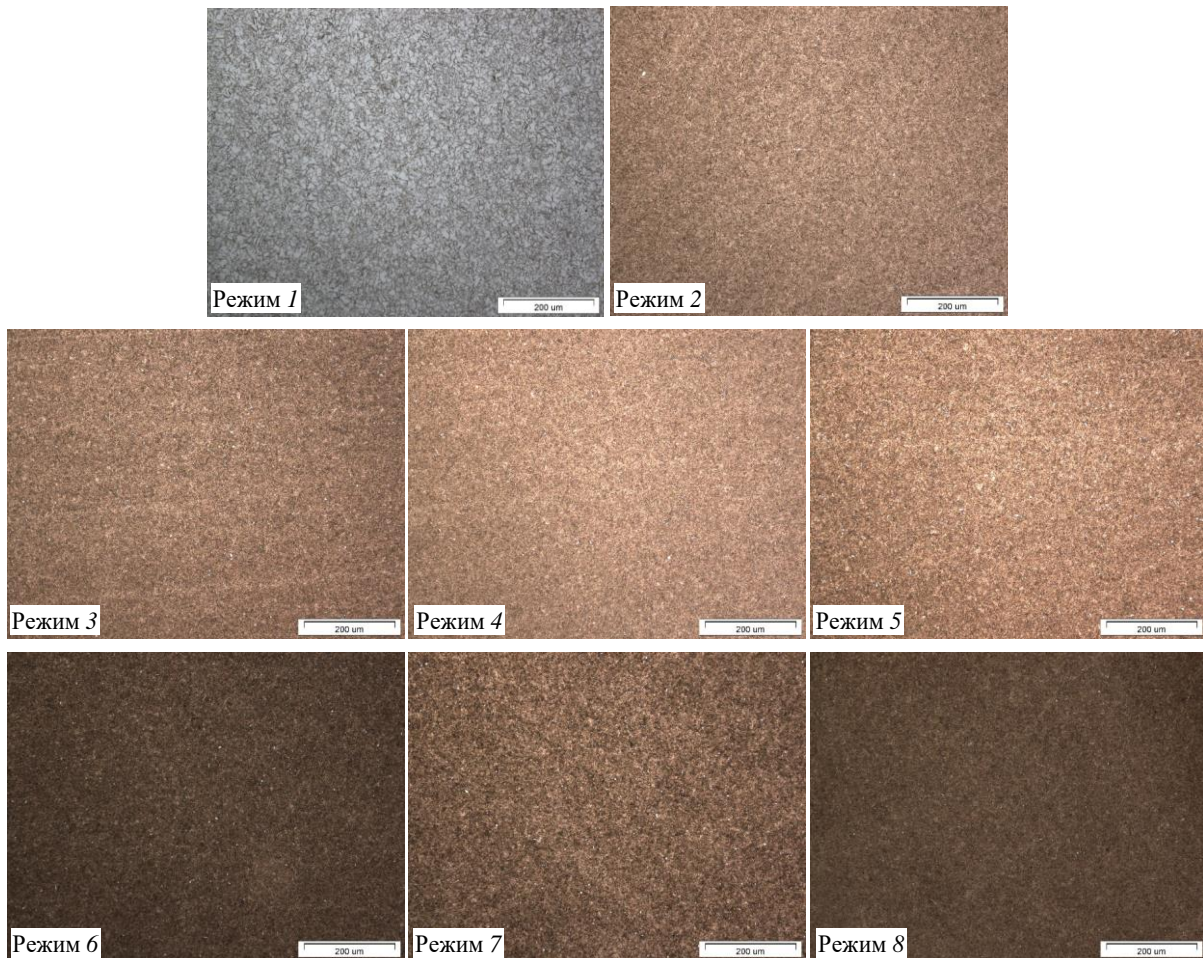


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 200$) высокоуглеродистой подшипниковой стали системы легирования С–Cr–Mo–W–V–Nb после различных режимов термической обработки

Видно, что после проведения закалки и низкотемпературного отпуска (режим 1) структура стали представляет собой мартенсит – от мелко- до среднеигольчатого с присутствием остаточного аустенита. Проведение однократного высокотемпературного отпуска после закалки (режим 2) позволило уменьшить долю остаточного аустенита, увеличить количество мартенсита и выделить мелкодисперсные карбиды легирующих элементов. Отпуск в диапазоне температур 450–550 °С от 2 до 5 раз (режимы 3–6) привел к дальнейшей реализации мартенситного превращения и выделению мелкодисперсных карбидных фаз из остаточного аустенита, однако визуально это практически не регистрируется.

Для оценки влияния обработки холодом, позволяющей уменьшить количество остаточного аустенита, приняли решение провести обработку холодом после закалки с последующим трехкратным высокотемпературным отпуском (режим 7). После данной обработки наблюдаются значительное уменьшение доли остаточного аустенита и увеличение доли мелкоигольчатого мартенсита, что наглядно видно из полученных металлографических снимков.

Термическая обработка по режиму 8: закалка, высокотемпературный отпуск, обработка холодом, высокотемпературный отпуск – позволила также в значительной степени снизить долю остаточного аустенита и увеличить долю мелкоигольчатого мартенсита (по сравнению с обработкой по режимам 6 и 7).

Металлографические исследования можно сопоставить с результатами магнитного анализа (рис. 2). Для высокоуглеродистой подшипниковой стали системы легирования С–Cr–Mo–W–V–Nb намагниченность насыщения 100%-ной мартенситной структуры составляет 1,7850 Тл, после закалки: 1,1935 Тл, что соответствует 63 % мартенсита и 37 % аустенита. После первого отпуска в диапазоне температур 450–550 °С намагниченность насыщения увеличивается до 1,2630 Тл, что соответствует 70 % мартенсита и 30 % аустенита. Увеличение количества отпусков до пяти приводит к увеличению намагниченности насыщения до 1,6 Тл, что в свою очередь привело к увеличению объемного содержания мартенсита до 90 % и снижению аустенита до 10 %. В целом оставшийся остаточный аустенит достаточно стабилен к температурному воздействию и последующий отпуск не приводит к увеличению намагниченности насыщения.

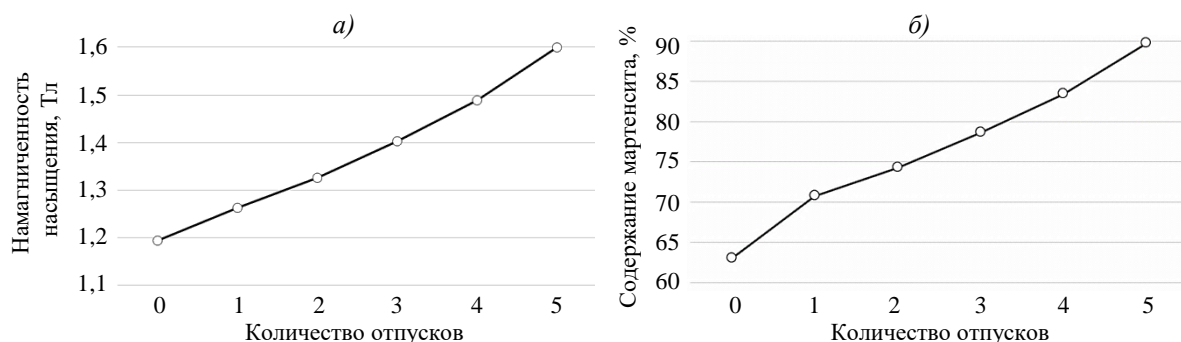


Рис. 2. Изменение намагниченности насыщения (а) и содержания мартенситной фазы (б) в зависимости от количества отпусков образцов высокоуглеродистой подшипниковой стали системы легирования С–Cr–Mo–W–V–Nb

Сравнительный анализ намагниченности насыщения и количества мартенсита (рис. 3) после закалки и пятикратного отпуска (режим б) с режимами, в которых дополнительно применяется обработка холодом, показал следующие результаты. Обработка холодом после закалки и последующего трехкратного отпуска (режим 7) позволяет достигнуть намагниченности насыщения 1,5785 Тл (88,5 % мартенсита), а применение режима 8 «отпуск–обработка холодом–отпуск»: 1,5980 Тл (89,5 % мартенсита). Данное исследование показывает, что стабильность аустенита при применении предварительного высокотемпературного отпуска снижается и позволяет достигнуть более высоких значений намагниченности насыщения и объемного содержания мартенсита в структуре материала.

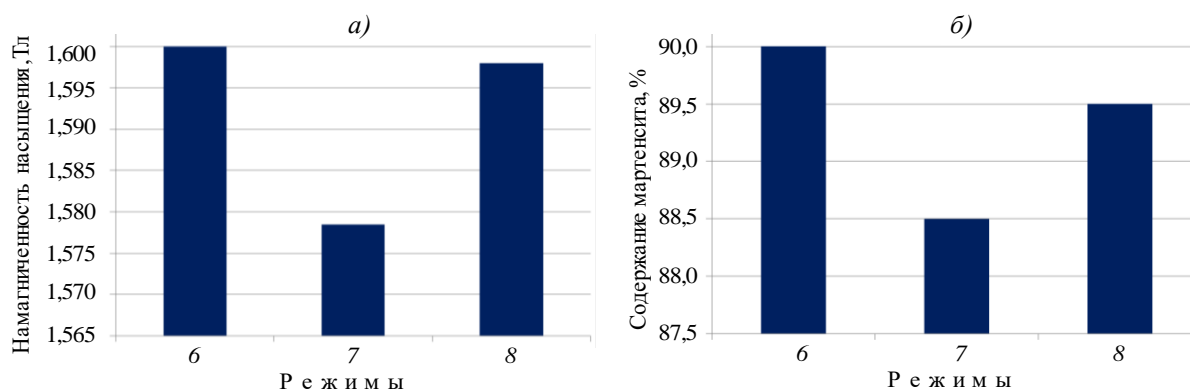


Рис. 3. Изменение намагниченности насыщения (а) и содержания мартенситной фазы (б) в зависимости от режима термообработки образцов высокоуглеродистой подшипниковой стали системы легирования С–Cr–Mo–W–V–Nb

Основная цель данной работы – исследование изменения механических свойств в зависимости от этапа термической обработки, а также от применения дополнительной обработки холодом в различных комбинациях с высокотемпературным отпуском. Результаты исследований механических свойств в зависимости от количества отпусков после закалки представлены на рис. 4.

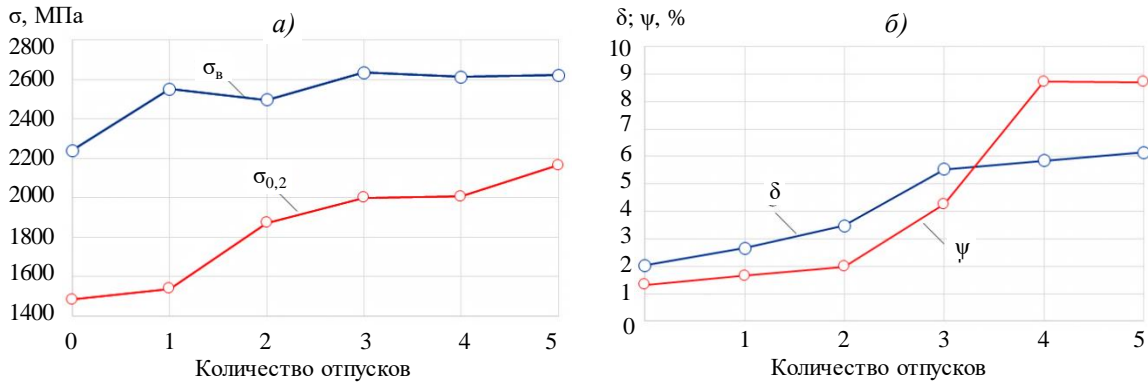


Рис. 4. Изменение пределов прочности σ_B и текучести $\sigma_{0,2}$ (а), а также относительных удлинения δ и сужения ψ (б) в зависимости от количества отпусков образцов высокоуглеродистой подшипниковой стали системы легирования С–Cr–Mo–W–V–Nb

Видно, что проведение термической обработки по режиму 1 (закалка и низкотемпературный отпуск) дает наименьшие значения механических свойств: $\sigma_B = 2240$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1480$ МПа, $\delta = 2\%$, $\psi = 1,3\%$, при этом для данных образцов характерно наличие наибольшей доли аустенита в структуре. Это связано с тем, что пересыщенный углеродом мартенситный α -твердый раствор обладает высокой хрупкостью, в связи с чем обеспечивается наименьший уровень механических свойств. Применение высокотемпературного отпуска в диапазоне температур 450–550 °С (режим 2) приводит к снижению пересыщенности и искаженности α -твердого раствора и сопровождается выделением карбидов цементитного типа и карбидов легирующих элементов. Это способствует повышению пределов прочности и текучести до 2550 и 1530 МПа соответственно, а также незначительному увеличению относительного удлинения до 2,6 %.

Повторный отпуск интенсифицирует конкурентоспособные диффузионные процессы (режим 3): разупрочнение мартенситной структуры и формирование мартенситной и аустенитной структур с выделением карбидов. Из рис. 4, а видно, что процесс разупрочнения мартенситной структуры с выделением карбидов является преобладающим, так как происходит незначительное снижение предела прочности до 2500 МПа, но при этом интенсивное выделение мелкодисперсных карбидов привело к увеличению предела текучести до 1870 МПа. Относительное удлинение в результате обработки увеличилось до 3,5 %. Третий, четвертый и пятый отпуски (режимы 4–6) в схеме обработки приводили к дальнейшему увеличению всех характеристик, что связано с преобладанием ($\gamma \rightarrow \alpha$)-перехода в процессе термической обработки и интенсивному выделению мелкодисперсных карбидов как из мартенсита, так и из аустенита. После закалки и пятикратного отпуска обеспечиваются следующие механические свойства: $\sigma_B = 2620$ МПа, $\sigma_{0,2} = 2160$ МПа, $\delta_5 = 6\%$ и $\psi \approx 8\%$.

Как указано ранее, применение обработки холодом на различных этапах позволяет эффективно реализовывать ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращение и обеспечивать такое же объемное содержание мартенсита, как и после обработки с использованием пятикратного отпуска. Для оценки эффективности обработки, включающей обработку холодом, проведен сравнительный анализ всех режимов (рис. 5).

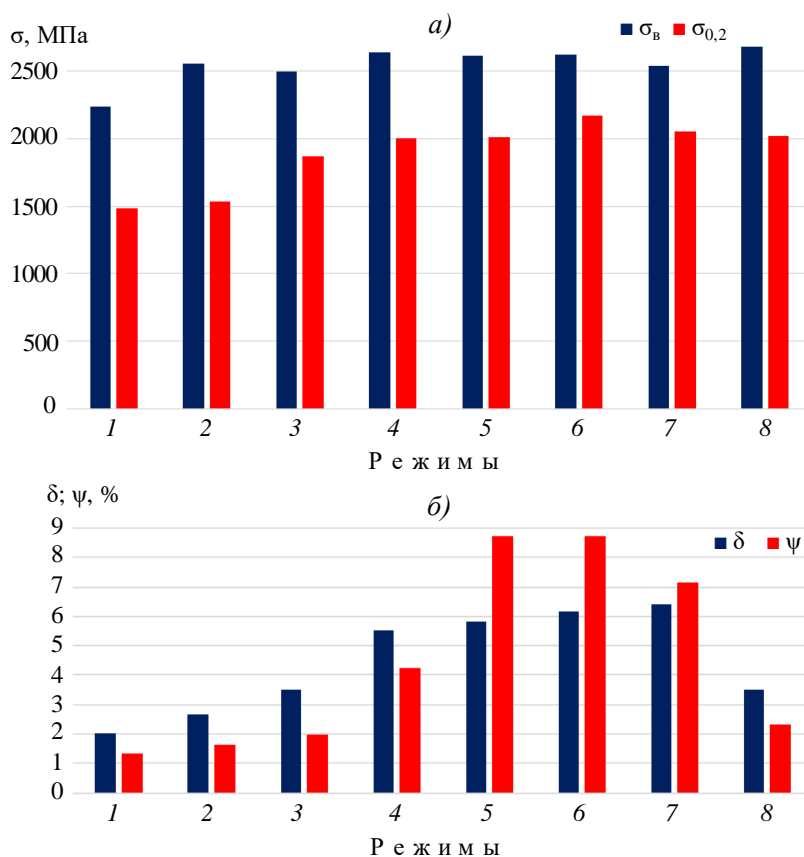


Рис. 5. Зависимости пределов прочности σ_B и текучести $\sigma_{0,2}$ (а), а также показателей относительных удлинения δ и сужения ψ (б) от режимов упрочняющей термической обработки

Из полученных результатов механических свойств видно, что режим 7, включающий после закалки обработку холодом и последующий трехкратный отпуск, обеспечивает уровень свойств, близкий к уровню свойств после классической обработки по режиму 6 (закалка и пятикратный отпуск), но при этом пределы прочности и текучести меньше на 3–5 %, а относительное сужение составляет 7 %, что является достаточно хорошим результатом. Предварительный отпуск с последующими обработкой холодом и отпуском (режим 8) обеспечили предел прочности больше на 2 %, а предел текучести и относительное удлинение меньше на 7 и 43 % соответственно. Вероятнее всего, это связано с более высокой напряженностью структуры, а также возможным выделением карбидов хрома по границам зерен, что в значительной степени снизило пластичность.

Заключения

По результатам исследований можно сделать следующие выводы.

Структура и фазовый состав стали формируются в зависимости от режима термической обработки. После закалки и низкотемпературного отпуска образуется мелко- и среднегольчатый мартенсит с остаточным аустенитом. При высокотемпературном отпуске происходит уменьшение доли аустенита и увеличение количества мартенсита с выделением мелкодисперсных карбидов.

Исследования фазового состава методом магнитного анализа показали:

- после закалки структура содержит 63 % мартенсита и 37 % аустенита;
- после первого высокотемпературного отпуска соотношение меняется – до 70 % мартенсита и 30 % аустенита;
- пятикратный отпуск позволяет достичь 90 % мартенсита и 10 % аустенита.

В данном исследовании при низкотемпературном отпуске обеспечивается минимальный уровень свойств ($\sigma_B = 2240$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1480$ МПа, $\delta = 2$ %, $\psi = 1,3$ %), а после пятикратного высокотемпературного отпуска – максимальный ($\sigma_B = 2620$ МПа, $\sigma_{0,2} = 2160$ МПа, $\delta = 6$ %, $\psi \approx 8$ %).

Обработка холодом показала свою эффективность в части изменения доли аустенита в структуре:

– при применении после закалки обработки холодом и последующего высокотемпературного трехкратного отпуска (режим 7) достигается 88,5 % мартенсита;

– режим 8 «отпуск–обработка холодом–отпуск» позволяет получить 89,5 % мартенсита.

Применение обработки холодом после закалки с последующим трехкратным высокотемпературным отпуском обеспечивает уровень прочности, близкий к уровню прочности после пятикратного отпуска, что приводит к небольшому снижению пределов прочности и текучести (на 3–5 %) с учетом сохранения относительного удлинения на уровне 6 %. При этом режим обработки «отпуск–обработка холодом–отпуск» приводит к повышению предела прочности на 2 % и значительному снижению предела текучести и относительного удлинения на 7 и 43 % соответственно по сравнению с классической обработкой.

Список источников

1. Спришевский А.И. Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1968. 632 с.
2. Морозова Л.В., Григоренко В.Б., Коньшев Д.В., Власов А.И. Исследование причин разрушения сепараторов однорядных радиальных подшипников качения // Труды ВИАМ. 2019. № 10 (82). С. 84–94. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-84-94.
3. Trojahn W., Streit E., Chin H., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30 // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Entwicklung, Fertigung, Prüfung, Eigenschaften und Anwendungen technischer Werkstoffe, 1999. Vol. 30. No. 10. P. 605–611.
4. 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.
5. Ножницкий Ю.А., Петров Н.И., Лаврентьев Ю.Л. Гибридные подшипники качения для авиационных двигателей (обзор) // Авиационные двигатели. 2019. № 2 (3). С. 63–76.
6. Kim S.S., Kato K., Hokkirigawa K., Abe H. Wear Mechanism of Ceramic Materials in Dry rolling Friction // Transaction of the ASME. 1986. Vol. 108. P. 522–526.
7. Каблов Е.Н., Бакрадзе 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.
8. Ooi S., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex Hardening of steels for Aeroengine Bearings // ISIJ International. 2012. Vol. 52. No. 11. P. 1927–1934.
9. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study // Steel research 67. 1996. No. 8. P. 343–349.
10. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature // Materials science forum. Trans. Tech. Publications Ltd, 1999. Vol. 318. P. 443–448.
11. 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: 27.11.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.

12. Елисеев Э.А., Карпухин С.Д., Дружинина М.Э. Влияние никеля на структуру азотированного слоя низкоуглеродистых сталей мартенситного класса // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 1 (78). С. 18–27. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.11.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
13. 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). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
14. Rabitsch R., Koch F., Würzinger P. M50 (AMS 6191) and M50NiL (AMS 6278) High-Performance VIM-VAR Melted Bearing Steels for the Aviation Industry // *Proceedings of the 2005 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*. 2005. Vol. 5. P. 57–64.
15. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
16. Stein G., Hucklenbroich I., Wagner M. P 2000-A new austenitic high nitrogen steel for power generating equipment // *Materials science forum*. Trans Tech Publications Ltd, 1999. Vol. 318. P. 167–174.
17. Агеева Е.В., Хардииков С.В., Пикалов С.В., Агеев Е.В. Рентгеноструктурный анализ порошковой шарикоподшипниковой стали, полученной методом электроэрозионного диспергирования // *Известия Юго-Западного государственного университета*. 2015. Т. 1. № 3. С. 35.
18. 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). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.

References

1. Sprishevsky A.I. *Rolling bearings*. Moscow: Mashinostroenie, 1968, 632 p.
2. Morozova L.V., Grigorenko V.B., Konyshev D.V., Vlasov A.I. Reasons for the destruction of separators single-row radial rolling bearing study. *Trudy VIAM*, 2019, no. 10 (82), pp. 84–94. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 27, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-84-94.
3. Trojahn W., Streit E., Chin H., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Entwicklung, Fertigung, Prüfung, Eigenschaften und Anwendungen technischer Werkstoffe*, 1999, vol. 30, no. 10, pp. 605–611.
4. 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.
5. Nozhnitsky Yu.A., Petrov N.I., Lavrentyev Yu.L. Hybrid rolling bearings for aircraft engines (review). *Aviatsionnye dvigateli*, 2019, no. 2 (3), pp. 63–76.
6. Kim S.S., Kato K., Hokkirigawa K., Abe H. Wear Mechanism of Ceramic Materials in Dry rolling Friction. *Transaction of the ASME*, 1986, vol. 108, pp. 522–526.
7. 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 tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
8. Ooi S., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex Hardening of steels for Aeroengine Bearings. *ISIJ International*, 2012, vol. 52, no. 11, pp. 1927–1934.
9. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study. *Steel research* 67, 1996, no. 8, pp. 343–349.
10. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature. *Materials science forum*. Trans. Tech. Publications Ltd, 1999, vol. 318, pp. 443–448.

11. 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: November 27, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
12. Eliseev E.A., Karpukhin S.D., Druzhinina M.E. The effect of nickel on the structure of the nitrided layer of low-carbon martensitic steels. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 18–27. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 27, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
13. 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), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 27, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
14. Rabitsch R., Koch F., Würzinger P. M50 (AMS 6191) and M50NiL (AMS 6278) High-Performance VIM-VAR Melted Bearing Steels for the Aviation Industry. *Proceedings of the 2005 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*, 2005, vol. 5, pp. 57–64.
15. Spektor A.G., Zelbet B.M., Kiseleva S.A. *Structure and properties of bearing steels*. Moscow: Metallurgiya, 1980, 264 p.
16. Stein G., Hucklenbroich I., Wagner M. P 2000-A new austenitic high nitrogen steel for power generating equipment. *Materials science forum*. Trans Tech Publications Ltd, 1999, vol. 318, pp. 167–174.
17. Ageeva E.V., Khardikov S.V., Pikalov S.V., Ageev E.V. X-ray structural analysis of powder ball bearing steel obtained by electrical discharge dispersion. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, vol. 1, no. 3, p. 35.
18. 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), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 27, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.

Информация об авторах

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

Дульнев Константин Владимирович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Коробова Елена Николаевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Севальнева Татьяна Геннадьевна, инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Elena N. Korobova, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Tatiana G. Sevalneva, Engineer, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 11.12.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.12.2025.
The article was submitted 11.12.2025; approved and accepted for publication after reviewing 22.12.2025.