

---

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-57-64

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ТЕПЛОСТОЙКОЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

*Е.Н. Коробова<sup>1</sup>, Н.А. Курпякова<sup>1</sup>, А.В. Дорошенко<sup>1</sup>, В.И. Громов<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.** Описаны исследования микроструктуры заготовок высокоуглеродистой комплексно-легированной стали после различных режимов горячей пластической деформации (ковки) и последующей предварительной термической обработки (отжига). Показана зависимость микроструктуры стали при окончательной термической обработке от выбора температурно-временных характеристик горячей пластической деформации и последующей предварительной термической обработки. Описано влияние микроструктуры стали на обрабатываемость заготовок при проведении операций механической обработки.*

***Ключевые слова:** подшипник, горячая пластическая деформация, термическая обработка, карбидная неоднородность, микроструктура, твердость*

*Для цитирования:* Коробова Е.Н., Курпякова Н.А., Дорошенко А.В., Громов В.И. Исследование микроструктуры теплоустойчивой высокоуглеродистой комплексно-легированной стали после горячей пластической деформации // Труды ВИАМ. 2026. № 6 (160). С. 57–64. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-57-64.

Scientific article

## MICROSTRUCTURE STUDY OF HEAT-RESISTANT HIGH-CARBON COMPLEX-ALLOYED STEEL AFTER HOT PLASTIC DEFORMATION

*E.N. Korobova<sup>1</sup>, N.A. Kurpyakova<sup>1</sup>, A.V. Doroshenko<sup>1</sup>, V.I. Gromov<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.** This article describes studies of the microstructure of high-carbon complex-alloyed steel blanks after various hot plastic deformation (forging) modes and subsequent preliminary heat treatment (annealing). The dependence of the steel microstructure during final heat treatment on the choice of temperature-time characteristics for hot plastic deformation and subsequent preliminary heat treatment is demonstrated. The influence of steel microstructure on the machinability of blanks during mechanical processing is described.*

***Keywords:** bearing, hot plastic deformation, heat treatment, carbide heterogeneity, microstructure, hardness*

*For citation:* Korobova E.N., Kurpyakova N.A., Doroshenko A.V., Gromov V.I. Microstructure study of heat-resistant high-carbon complex-alloyed steel after hot plastic deformation. *Trudy VIAM*, 2026, no. 6 (160), pp. 57–64. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-57-64.

### Введение

Разработка высокопрочных высокоуглеродистых комплексно-легированных сталей для деталей, работающих в условиях сложнапряженного состояния при знакопеременных нагрузках – одна из актуальных задач современного материаловедения.

Высокопрочные стали должны обладать высокой твердостью, прочностью, контактной выносливостью, размерной стабильностью, кроме того, нередко условия работы требуют также и повышенной теплостойкости [1, 2]. Для получения нужных характеристик необходимо не только строго контролировать химический состав, наличие неметаллических включений, карбидную неоднородность материала, но и микроструктуру – один из важнейших показателей качества металла [3–7].

Получение микроструктуры, гарантирующей высокие эксплуатационные свойства изделий, зависит от многих технологических факторов, но основные это: температура при металлургических переделах, степень и скорость деформации при ковке, условия охлаждения металла после нее, правильность выбора режимов предварительной и окончательной термической обработки.

Микроструктуру деталей, изготавливаемых из комплексно-легированных высокоуглеродистых сталей, необходимо контролировать на протяжении всего металлургического передела. Важное значение в этом цикле отводится операциям горячей пластической деформации, так как микроструктура, полученная в процессековки и последующей термической обработки, имеет существенное влияние на формирование микроструктуры после окончательной термической обработки, что в итоге во многом определяет качество готового изделия [8, 9]. Дефекты микроструктуры в заготовках при проведении операций горячей пластической деформации могут возникнуть при несоблюдении технологии и температурных режимовковки, а также неправильном выборе режимов нагрева или охлаждения при предварительной термической обработке: завышении или занижении температуры и продолжительности выдержки, неправильной загрузке деталей в печь, неверном выборе охлаждающей среды [10, 11].

### Материалы и методы

В качестве объектов исследования использовали образцы из теплостойкой высокоуглеродистой комплексно-легированной стали после горячей пластической деформации при разной температуре нагрева под ковку и одинаковых режимов охлаждения после нее.

Металлографические исследования микроструктуры проводили на металлографических шлифах после травления в 4%-ном спиртовом растворе  $\text{HNO}_3$  и реактиве «Марбле» с использованием оптического микроскопа, оснащенного фотокамерой и программой анализа изображений в соответствии с ГОСТ 8233–56 «Сталь. Эталоны микроструктуры». Твердость измеряли по ГОСТ 9012–59 «Металлы. Метод определения твердости по Бринеллю» на универсальном твердомере.

### Результаты и обсуждение

При проведении горячей пластической деформации заготовок деталей из теплостойких комплексно-легированных высокоуглеродистых сталей особое внимание необходимо уделять соблюдению температурного режима процесса. Правильно выбранная температура под пластическую деформацию, а также условия охлаждения заготовки после окончания процесса оказывают определяющее влияние на формирование микроструктуры полуфабриката (поковки), что позволяет после окончательной термообработки получить качественную микроструктуру готовой детали и, следовательно, обеспечить ее работоспособность [12].

Микроструктуры исследуемой теплостойкой высокоуглеродистой комплексно-легированной стали после горячей пластической деформации при разных температуре и скорости охлаждения после нее имеют существенное различие (рис. 1).

На рис. 1, *а* представлена микроструктура заготовки после горячей пластической деформации при температуре выше точки  $A_{c3}$  на  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  и охлаждения с температуры концаковки вместе с печью до температуры ниже  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Выбранный режим обеспечивает достаточную пластичность металла, исключает образование трещин и позволяет получить микроструктуру, состоящую из смеси мелкопластинчатого и сорбитообразного перлита с включениями избыточных фаз.

На рис. 1, *б* представлена микроструктура заготовки, полученная после окончанияковки при температуре, близкой к номинальной. При этих условиях локальные участки стали в виде твердого раствора пересыщены углеродом и легирующими элементами, что повышает стабильность аустенита и способствует формированию в микроструктуре бейнитных пятен, несмотря на то, что охлаждение заготовок проводили тоже с печью до температур ниже  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Присутствие в микроструктуре бейнита увеличивает остаточные напряжения, что может стать причиной образования трещин. Особенно опасно наличие в микроструктуре крупноиглольчатого бейнита [13, 14].

Увеличение температуры нагрева выше номинальной тоже недопустимо, так как способствует активному росту аустенитного зерна, приводящему к растрескиванию заготовки. Микроструктура заготовок, прошедших деформацию с температуры на  $\sim 20\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше номинальной, представляет собой бейнит и карбиды легирующих элементов, а окисленные границы зерен свидетельствуют о пережоге стали, что является неисправимым браком (рис. 1, *в*).

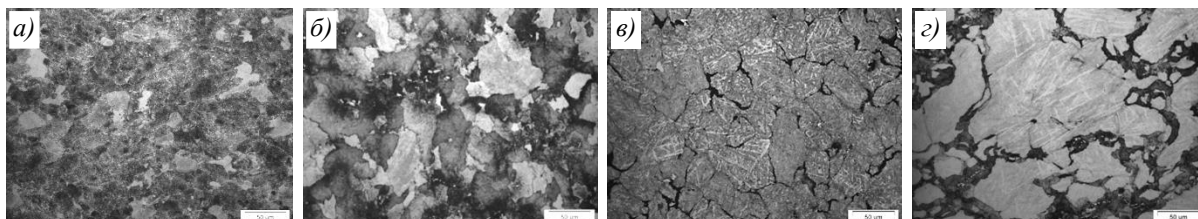


Рис. 1. Микроструктуры образцов теплостойкой высокоуглеродистой комплексно-легированной стали после горячей пластической деформации по различным режимам: *а* – мелкопластинчатый и сорбитообразный перлит, карбиды; *б* – сорбитообразный перлит, бейнит, карбиды; *в* – бейнит, карбиды; *з* – сорбитообразный перлит, крупноиглольчатый бейнит, карбиды

Недопустимо и занижение температурыковки, так как это приводит к увеличению продолжительности процесса деформирования стали и интенсивному выделению карбидной фазы из твердого раствора. Ввиду того, что наиболее энергетически выгодным местом выделения избыточных фаз являются границы зерен, выделение карбидов по их границам приводит к снижению пластичности металла, что также может привести к растрескиванию заготовки в процессековки.

Наряду с правильным выбором температуры нагрева заготовки при горячей пластической деформации, важным фактором, влияющим на микроструктуру заготовок, является скорость охлаждения послековки [12–15]. Исследуемая сталь относится к мартенситному классу. Ускоренное охлаждение сталей такой системы легирования с температуры горячей пластической деформации приводит к образованию поверхностных и подповерхностных магистральных трещин, как правило направленных вдоль оси заготовки. Образование трещин обусловлено структурными и фазовыми напряжениями, неравномерно распределенными по объему заготовки. Кроме того, в исследуемой

стали после горячей пластической деформации, при охлаждении на воздухе, в местах ликвации углерода образуется крупноигльчатая бейнитная структура (рис. 1, *з*). Крупноигльчатый бейнит при последующей упрочняющей термической обработке способствует получению в микроструктуре недопустимого крупноигльчатого мартенсита, что приводит к охрупчиванию стали. Поэтому, чтобы избежать выделения бейнитной фазы, высокоуглеродистые комплексно-легированные стали после горячей пластической деформации следует переносить в нагретую печь и охлаждать вместе с печью до температуры не выше 500 °С, далее – на воздухе.

Заготовки из высокоуглеродистой комплексно-легированной стали послековки и охлаждения с печью имеют твердость, превышающую 269 НВ, что затрудняет механическую обработку в условиях массового производства. Для улучшения обрабатываемости резанием заготовки необходимо подвергать высокотемпературному сфероизирующему отжигу. Заготовки при таком отжиге нагревают в интервале температур от  $A_{c1}$  до  $A_{cm}$  с последующим медленным охлаждением. После такого нагрева в аустените остается большое количество нерастворившихся включений цементита, которые служат центрами кристаллизации во время распада аустенита при охлаждении. При выборе режима сфероизирующего отжига высокоуглеродистых сталей необходимо учитывать, что для них характерен весьма узкий температурный интервал «отжигаемости». Нижняя его граница должна находиться выше точки  $A_{c1}$ , а верхняя не должна превышать ее больше, чем на 20–30 °С, так как это приводит к образованию пластинчатого, сорбитообразного перлита с твердостью, превышающей твердость зернистого перлита. Количество сорбитообразного перлита прямо пропорционально зависит от температуры процесса. Конечная структура зернистого перлита может быть разной по дисперсности – от точечного до крупнозернистого. Это зависит не только от температуры нагрева и продолжительности выдержки, но и от скорости охлаждения после нагрева: чем меньше скорость охлаждения, тем до больших размеров вырастают глобулы карбидов при распаде аустенита. Низкая скорость охлаждения приводит к дестабилизации аустенита, что способствует полному равномерно распределенному выделению избыточных фаз по всему объему заготовки. Увеличение скорости охлаждения и исключение изотермической выдержки сопровождаются образованием неоднородной ферритно-карбидной смеси (рис. 2, *в*).

При одинаковой твердости микроструктура зернистого перлита, в сравнении с пластинчатым перлитом, дает лучшее качество поверхности после механической обработки, так как легче обрабатывается резанием, что особенно важно для работы автоматических линий в условиях массового производства [3].

При назначении режима сфероизирующего отжига необходимо также учитывать исходную микроструктуру заготовки, полученную при охлаждении после горячей пластической деформации. Так, отжиг заготовок с исходной микроструктурой мелкопластинчатого и сорбитообразного перлита с включениями избыточных фаз обеспечивает формирование зернистого перлита в микроструктуре заготовок деталей из исследуемой теплоустойчивой высокоуглеродистой комплексно-легированной стали с уменьшением твердости до 210–240 НВ (рис. 2, *а*).

Микроструктура заготовок с локальными бейнитными областями после отжига представляет собой сорбитообразный перлит с большей твердостью ~ (234–240) НВ (рис. 2, *б*). Необходимо отметить, что такая микроструктура требует увеличения длительности выдержки при отжиге, так как это способствует сфероизации цементита в перлитной фазе.

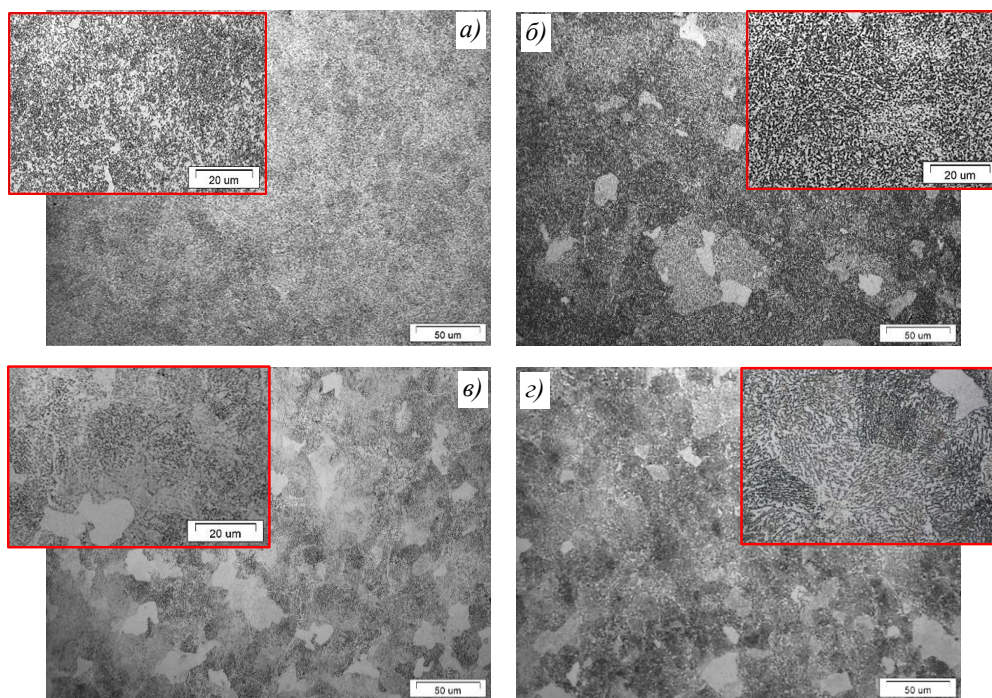


Рис. 2. Микроструктуры теплостойкой высокоуглеродистой комплексно-легированной стали после отжига: *a* – зернистый перлит; *б* – сорбитообразный перлит; *в* – неоднородная ферритно-карбидная смесь; *г* – мелкопластинчатый и сорбитообразный перлит

При назначении режима отжига необходимо уделять внимание скорости охлаждения заготовок. Стабильность аустенитной фазы в структуре матрицы металла зависит от скорости охлаждения при отжиге. Исследования показали, что если температура отжига ниже температуры полиморфного превращения (недогрев), то в микроструктуре исследуемой стали (как и в большинстве инструментальных сталей [3]) сохраняется пластинчатый перлит, приводящий к усложнению процесса механической обработки заготовок, несмотря на то, что твердость будет  $\leq 230$  НВ. Микроструктура после недогрева представляет собой участки мелкопластинчатого и сорбитообразного перлита (рис. 2, *г*).

Необходимо отметить, что получение микроструктуры зернистого перлита после отжига важно не только для улучшения механической обрабатываемости заготовок, но и для окончательной термической обработки. Исходная микроструктура мелкозернистого перлита имеет более устойчивые глобулярные карбиды, сохраняющие мелкое аустенитное зерно до относительно высоких температур (по сравнению с пластинчатым перлитом), что позволяет назначать более широкий интервал температур при выборе режимов нагрева под закалку. Растворение карбидов протекает более медленно, что дает возможность легче регулировать время, необходимое для нагрева. Особенно это важно, когда нагрев заготовок проводят в соляных ваннах, где высокая скорость нагрева и, как следствие, высока опасность перегрева деталей, образования закалочных трещин.

Карбиды пластинчатой формы, напротив, быстрее растворяются при нагреве и не задерживают рост зерна даже при температурах, не выходящих за пределы номинальных закалочных температур. Кроме того, неравномерное распределение избыточной карбидной фазы в структуре пластинчатого перлита увеличивает вероятность возникновения разнотерности. В микроструктуре наблюдаются участки разрастания отдельных зерен на мелкозернистом фоне, что нежелательно, так как степень дисперсности мартенсита напрямую зависит от величины аустенитного зерна [16, 17].

Общеизвестно, что для получения высокого уровня механических характеристик (в особенности контактной выносливости и износостойкости) после закалки необходимо получить мартенситную структуру со степенью дисперсности от скрытоигольчатого до среднеигольчатого мартенсита, поэтому после предварительной термической обработки (отжига) заготовок необходимо стремиться получить микроструктуру зернистого перлита.

### Заключения

Для теплостойких высокоуглеродистых комплексно-легированных сталей формирование мелкодисперсной мартенситной структуры, обеспечивающей высокую твердость после упрочняющей термической обработки, и механические свойства напрямую зависят от правильного выбора параметров горячей пластической деформации, режимов охлаждения после нее и режима последующего сфероидизирующего отжига.

Результаты проведенных исследований показали, что оптимальный режим горячей пластической деформации высокоуглеродистых комплексно-легированных сталей и охлаждение послековки обеспечивают образование микроструктуры, состоящей из смеси мелкопластинчатого и сорбитообразного перлита с включениями избыточных фаз. Отклонение от номинального режима нагрева для проведенияковки и ускоренное охлаждение после нее приводят к формированию напряженной бейнитной структуры, являющейся причиной образования трещин. Особенно нежелательно получение в микроструктуре стали послековки и охлаждения крупноигольчатого бейнита.

Большое внимание уделено особенностям выбора режима сфероидизирующего отжига. Показано, что при назначении режима сфероидизирующего отжига необходимо учитывать исходную микроструктуру заготовки, полученную при охлаждении после горячей пластической деформации. Кроме того, сделан акцент на то, что при выборе режима сфероидизирующего отжига высокоуглеродистых комплексно-легированных сталей необходимо учитывать, что у них узкий температурный интервал процесса. Показано, что особенно нежелательно завышение температуры отжига, так как это приводит к образованию пластинчатого, сорбитообразного перлита с твердостью, превышающей твердость зернистого перлита, что затрудняет обработку резанием.

Доказано, что структура зернистого перлита не только улучшает механическую обрабатываемость заготовок деталей, но и благоприятна как основа для проведения упрочняющей термической обработки. Устойчивые глобулярные карбиды структуры зернистого перлита сохраняют мелкое аустенитное зерно до относительно высоких температур, что позволяет избежать перегрева при окончательной термической обработке и получить мелкодисперсную мартенситную структуру.

Показано, что наличие в микроструктуре пластинчатого перлита, образующегося при отступлениях от оптимального режима отжига, напротив, ухудшает обрабатываемость, а также приводит к разнотекстурности микроструктуры, увеличивает риск перегрева деталей при нагреве под закалку и, как следствие, снижает механические свойства стали после окончательной термической обработки, в связи с чем является недопустимым.

### Список источников

1. 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.
2. Якушева Н.А. Высокопрочные конструкционные стали для деталей шасси перспективных изделий авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-3-9.

3. Раузин Я.Р. Термическая обработка хромистых сталей. М.: Машиностроение, 1978. 278 с.
4. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
5. Севальнев Г.С., Якушева Н.А., Коробова Е.Н., Дульнев К.В. Исследование кинетики диффузионного насыщения высокохромистых сталей мартенситного класса после различных видов химико-термической обработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). С. 3–14. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.09.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.
6. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М., Громов В.И., Леонов А.В. Высокопрочная коррозионно-стойкая сталь ВНС-74 применительно к крепежным деталям авиационной техники // *Труды ВИАМ*. 2022. № 7 (113). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-3-12.
7. Дульнев К.В., Севальнев Г.С., Пахомкина Т.Н., Бузенков А.В. Исследование изменения микроструктуры, размера зерна и концентрации азота в зависимости от температуры термической обработки высокопрочной конструкционной высокоазотистой стали // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 3 (80). С. 3–14. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.09.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-3-14.
8. Атлас дефектов стали. Пер. с нем. / под ред. проф. М.Л. Берштейна. М.: Металлургия, 1979. 188 с.
9. Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей: справочник / под общ. ред. В.Д. Кальнера. М.: Машиностроение, 1984. 384 с.
10. Моисеенков В.В., Севальнев Г.С., Волков Р.Б., Дульнев К.В., Левин Е.А. Применение метода ротационнойковки для получения прутков из высокоазотистой стали ВНС-78 // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 4 (69). С. 3–15. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.09.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-3-15.
11. Разуваев Е.И., Моисеев Н.В., Капитаненко Д.В., Бубнов М.В. Современные технологии обработки металлов давлением // *Труды ВИАМ*. 2015. № 2. С. 15–19. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
12. Сторожев М.А., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977. 423 с.
13. Металловедение и термическая обработка металлов: справочник в 3 т. / под ред. М.Л. Берштейна и А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1983. Т. II: Основы термической обработки. 368 с.
14. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 525 с.
15. Люты В. Закалочные среды: справочник. Пер. с польск. / под ред. С.Б. Масленникова. Челябинск: Металлургия, 1990. 190 с.
16. Конструкционные материалы: справочник / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
17. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.

### References

1. 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.
2. Yakusheva N.A. High-strength constructional steels for landing gears of perspective products of aircraft equipment. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-3-9.
3. Rauzin Ya.R. *Heat Treatment of Chrome Steels*. Moscow: Mashinostroenie, 1978, 278 p.
4. Spektor A.G., Zelbet B.M., Kiseleva S.A. *Structure and Properties of Bearing Steels*. Moscow: Metallurgy, 1980, 264 p.
5. Sevalnev G.S., Yakusheva N.A., Korobova E.N., Dulnev K.V. Study of the diffusion saturation kinetics of high-chromium carbon steels of the martensitic class after various types of chemical-heat treatment. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 3–14. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.

6. Tonysheva O.A., Voznesenskaya N.M., Gromov V.I., Leonov A.V. High strength corrosion resistant steel VNS-74 as applied to aircraft fasteners. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), pp. 50–62. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-3-12.
7. Dulnev K.V., Sevalnev G.S., Pahomkina T.N., Buzenkov A.V. Study of changes in microstructure, grain size and nitrogen concentration depending on heat treatment temperature of high-strength structural high-nitrogen steel. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 3–14. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-3-14.
8. *Atlas of Steel Defects*. Trans. from Germ. Ed. M.L. Bershtein. Moscow: Metallurgiya, 1979, 188 p.
9. *Quality Control of Heat Treatment of Steel Semi-finished Products and Components: Handbook*. Ed. V.D. Kalner. Moscow: Mashinostroenie, 1984, 384 p.
10. Moiseenkov V.V., Sevalnev G.S., Volkov R.B., Dulnev K.V., Levin E.A. Application of the rotational forging method for the production of bars from high-nitrogen steel VNS-78. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), pp. 3–15. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-3-15.
11. Razuvaev E.I., Moiseev N.V., Kapitanenko D.V., Bubnov M.V. Modern technologies of plastic working of metals. *Trudy VIAM*, 2015, no. 2, pp. 15–19. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
12. Storozhev M.A., Popov E.A. *Theory of Metal Forming*. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 423 p.
13. *Metal Science and Heat Treatment of Metals: Handbook in 3 vols*. Ed. M.L. Bershtein, A.G. Rakhshadt. Moscow: Metallurgiya, 1983, vol. II: Fundamentals of Heat Treatment, 368 p.
14. Geller Yu.A. *Tool Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1983, 525 p.
15. Lyuty V. *Quenching Media: Handbook*. Trans. from Polish. Ed. S.B. Maslennikov. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1990, 190 p.
16. *Structural Materials: Handbook*. Ed. B.N. Arzamasov. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 688 p.
17. Novikov I.I. *Theory of Heat Treatment of Metals*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 480 p.

#### Информация об авторах

**Коробова Елена Николаевна**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Курпякова Нина Алексеевна**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Дорошенко Антон Валерьевич**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Громов Валерий Игоревич**, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

#### Information about the authors

**Elena N. Korobova**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Nina A. Kurpyakova**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Anton V. Doroshenko**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Valeriy I. Gromov**, Deputy Head of Laboratory for Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 11.11.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.12.2025.  
The article was submitted 11.11.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.12.2025.