

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-30-40

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

А.В. Леонов¹, Н.М. Вознесенская¹, А.В. Князев¹, Е.И. Ульянов¹, О.А. Тонышева¹

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

Аннотация. Рассмотрено влияние различных режимов упрочняющей термической обработки высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота марки 30X15AMФ-ШПД (ВНС78-ШПД) на физико-механические свойства и коррозионную стойкость стали в «жестких» условиях испытаний. Исследовано влияние различных температур отпуска на микроструктуру, предел прочности при растяжении, твердость, намагниченность насыщения и коррозионные свойства стали. Показаны способы повышения коррозионной стойкости стали после старения.

Ключевые слова: коррозионностойкая сталь со сверхравновесным содержанием азота, коррозионная стойкость, отпуск, упрочняющая термическая обработка, микроструктура, предел прочности при растяжении, намагниченность насыщения

Для цитирования: Леонов А.В., Вознесенская Н.М., Князев А.В., Ульянов Е.И., Тонышева О.А. Взаимосвязь термической обработки, физико-механических свойств и коррозионной стойкости высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 30–40. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-30-40.

Scientific article

THE RELATIONSHIP BETWEEN HEAT TREATMENT, PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES, AND CORROSION RESISTANCE OF HIGH-STRENGTH CORROSION-RESISTANT MARTENSITIC STEEL WITH SUPER-EQUILIBRIUM NITROGEN CONTENT

A.V. Leonov¹, N.M. Voznesenskaya¹, A.V. Knyazev¹, E.I. Ulyanov¹, O.A. Tonyшева¹

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 influence of various strengthening heat treatment modes on physical, mechanical properties and corrosion resistance of high-strength corrosion-resistant martensitic steel of grade 30X15AMPF-SHPD (VNC78-SHPD) with super-equilibrium nitrogen content in tough test conditions is considered. The effect of different tempering temperatures on the microstructure, tensile strength, hardness, saturation magnetization and corrosion properties of the steel has been studied. Methods for increasing the corrosion resistance of the steel after aging are shown.

Keywords: high nitrogen martensitic corrosion-resistant steel, corrosion resistance, tempering, heat treatment, microstructure, tensile strength, saturation magnetization

For citation: Leonov A.V., Voznesenskaya N.M., Knyazev A.V., Ulyanov E.I., Tonysheva O.A. The relationship between heat treatment, physical and mechanical properties, and corrosion resistance of high-strength corrosion-resistant martensitic steel with super-equilibrium nitrogen content. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 30–40. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-30-40.

Введение

В соответствии с Указом Президента Российской Федерации от 28.02.2024 № 145 стратегия научно-технологического развития РФ определяет в качестве одного из ключевых приоритетов переход к передовым производственным технологиям, разработке инновационных материалов и внедрению современных методов конструирования. Реализация обозначенного стратегического направления призвана обеспечить устойчивое, динамичное и сбалансированное социально-экономическое развитие Российской Федерации в долгосрочной перспективе [1].

Для изготовления деталей высокой твердости, работающих на износ, используются высокопрочные стали. К таким деталям относятся шарикоподшипники и обоймы подшипников, а также втулки и детали насосов. В зависимости от условий эксплуатации применяются стали различных классов [2].

При эксплуатации деталей в неагрессивных средах, как правило, применяются высокоуглеродистые стали с небольшим содержанием хрома – до 1,5 % (здесь и далее – % (по массе)), который упрочняет твердый раствор и формирует упрочняющие избыточные фазы. Хром в сталях такого класса увеличивает глубину прокаливаемости и образует карбиды цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, тем самым увеличивая твердость материала. Наиболее широко применяемым представителем указанного класса сталей является сталь ШХ15 и ее зарубежные аналоги – стали марок 100Cr6 (Германия), 52100 (США) и SUJ2 (Япония). Указанные стали эксплуатируются при температурах до 120 °C с твердостью 60–64 HRC после закалки и отпуска [3].

Для изготовления деталей, работающих в условиях агрессивной среды, применяются высокоуглеродистые высокохромистые стали с содержанием углерода ~1 % и хрома ~15 %. Упрочняющая термическая обработка, включающая закалку и низкий отпуск, обеспечивает высокую твердость сталей 55–60 HRC, а полировка поверхности деталей с чистотой обработки не менее $R_a = 0,4$ позволяет применять их при эксплуатации во влажной атмосфере [4].

В отечественной промышленности широко применяется сталь мартенситного класса марки 95X18 и ее модификация – сталь марки 110X18M, дополнительно легированная молибденом; зарубежные аналоги – стали марок 440C (США) и X105CrMo17 (Германия) [5, 6].

Недостаток перечисленных сталей – наличие крупных карбидов в микроструктуре величиной от 24 до 60 мкм. Крупная величина карбидов обусловлена высоким содержанием углерода, который имеет большое сродство и высокий коэффициент диффузии при взаимодействии с хромом. В связи с этим значительная часть хрома (~4 %) находится не в матрице твердого раствора, а остается связанной в карбидах [7].

Наличие крупных карбидов в структуре стали приводит к снижению ударной вязкости и может способствовать разрушению при воздействии длительной ударной нагрузки при изготовлении таких деталей, как подшипники [8].

Кроме того, обезлегирование твердого раствора хромом приводит к значительному снижению коррозионной стойкости стали и может привести к самопроизвольному разрушению металла вследствие его химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой. Решением проблемы уменьшения размеров вторичных включений в микроструктуре при сохранении уровня механических свойств и одновременном повышении коррозионной стойкости является частичная замена в составе стали углерода азотом [9, 10].

Влияние азота на атомную структуру и на взаимодействие с элементами в кристаллической решетке стали аналогично влиянию углерода. Они оба являются атомами внедрения [11].

Особенностью легирования азотом является то, что в процессе выплавки коррозионностойкой стали с содержанием хрома ~15 % можно растворить значительное количество азота в высокотемпературной фазе, однако при кристаллизации азот улетучивается, в связи с этим в слитке образуются поры [12].

Исследователями определена равновесная концентрация азота при содержании в стали ~(14–15) % Cr и $\leq 0,7$ % Mn при выплавке в обычных условиях. Установлено, что при содержании азота ~(0,10–0,11) % образования пор при выплавке стали не происходит [13, 14].

В России и за рубежом разработан целый ряд азотсодержащих (до 0,1 % N) сталей различного класса, выплавляемых с помощью стандартных методов. Специалистами НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны стали переходного (аустенитомартенситного) класса марок ВНС5-Ш, ВНС43-Ш, ВНС65-Ш и мартенситного класса марки ВНС73-Ш. Примером зарубежной стали является сталь марки АМ355 [15].

Все вышеперечисленные стали обладают высоким уровнем физико-механических и коррозионных свойств. Однако значения механических свойств: предела прочности при растяжении, не превышающие $\sigma_b \leq 1760$ МПа, и твердости ~50 HRC – являются недостаточными для производства из них деталей, работающих на износ и требующих более высокого уровня твердости: ≥ 58 HRC.

Для получения более высокого уровня прочностных характеристик при сохранении мелкодисперсной структуры необходимо увеличить концентрацию азота в составе стали. Указанное обстоятельство потребовало разработки специальных методов выплавки под давлением.

Разработанный способ получения стали подразумевает введение азота в виде азотированного феррохрома при электрошлаковом переплаве, который проводится под избыточным давлением. Известно, что в зависимости от возможностей установок давление может достигать до 40 ат (~4 МПа).

В России подобной установкой располагает НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Имеющаяся печь ДЭШП-0,1 позволяет проводить переплав при давлении до 30 ат (~3 МПа), что сделало возможным проводить исследования по разработке высокопрочных коррозионностойких сталей мартенситного класса с повышенным (>0,1 % N) содержанием азота [16].

За рубежом известно семейство сталей Cronidur, изготавливаемых методом металлургии под давлением. Суммарное содержание в них углерода и азота на уровне $\Sigma_{C+N} = 0,7$ %, содержание хрома ~15 % с добавлением марганца (≤ 1 %), никеля ($\leq 0,5$ %) и ванадия ($\leq 0,4$ %), что позволило получать стали мартенситного класса.

Наиболее распространенной и применяемой в различных областях техники сталью данного семейства является сталь марки Cronidur 30 [17]. Заданный химический состав, технология изготовления и термической обработки полуфабрикатов обеспечивают высокий уровень свойств стали. При твердости ≥ 58 HRC в структуре стали присутствуют карбонитриды, не превышающие величину 10 мкм, за счет чего достигается превосходство по коррозионной стойкости по сравнению с аналогом по применению – сталью 440C, а также повышается вязкость стали.

Разработанная сталь за рубежом применяется в авиационной и космической отраслях, химической и нефтехимической промышленности, для изготовления износостойких деталей для обработки пищевых продуктов и полимеров, в энергетике, биомедицине и в других отраслях промышленности.

Известен случай, когда роторные подшипники зарубежных изделий, изготовленные из стали 440С и работавшие при контакте с жидкостью, в процессе стоянки изделия были подвержены коррозии из-за образующавшегося конденсата. В связи с этим требовалась регулярная замена подшипников, выходявших из строя после каждого полета. Внедрение подшипников из стали Cronidur 30 взамен аналогичных деталей из стали марки 440С продлило срок службы подшипников и позволило проводить первую проверку уже после десяти полетов.

В России ближайший аналог стали Cronidur 30 – сталь марки ВНС78-ШПД, разработанная в НИЦ «Курчатовский институт» –ВИАМ. Разработана технология изготовления и термической обработки прутков различного сортамента. На состав стали получен патент на изобретение № 2725766 [18].

По уровню свойств отечественная сталь не уступает аналогу, обеспечивая твердость в термически упрочненном состоянии не менее 58 HRC, при этом величина карбонитридов в микроструктуре после термической обработки не превышает 3 мкм.

В настоящее время ведутся работы по анализу закономерностей, влияющих на физико-механические и коррозионные свойства исследуемой стали нового класса. Известно, что на получаемый уровень свойств стали влияют режимы ее упрочняющей термической обработки. Процесс термической обработки сталей со сверхравновесным содержанием азота включает закалку, обработку холодом и отпуск и аналогичен термической обработке высокопрочных коррозионностойких сталей. Заключительной операцией термической обработки, определяющей окончательный уровень свойств стали, является отпуск или старение. Согласно научно-техническим источникам, для стали Cronidur 30 применяют два варианта отпуска: низкий отпуск в интервале 150–220 °С и старение при температуре 475 °С.

Оба варианта окончательной термической обработки обеспечивают высокую твердость стали Cronidur 30 – не менее 58 HRC, что позволяет применять ее для изготовления деталей, работающих на износ.

В данной работе исследовали влияние различных режимов окончательной упрочняющей термической обработки высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота марки 30X15AMФ-ШПД (ВНС78-ШПД) в интервале температур отпуска на физико-механические свойства и общую коррозионную стойкость стали в «жестких» условиях испытаний.

Материалы и методы

Объект исследования – прутки Ø22 мм из высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота марки ВНС78-ШПД разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Выплавку слитков проводили в два этапа: выплавка в вакуумно-индукционной печи исходного электрода без добавления азотоносителей и последующий электрошлаковый переплав электрода под избыточным давлением до 30 ат (~3 МПа) с введением азотированного феррохрома.

Деформацию слитков для получения прутков проводили методом свободнойковки на пневматическом молоте с массой падающих частей не менее 150 кг, отпуск и старение образцов – в атмосферных электропечах с охлаждением на воздухе.

Исследование микроструктуры образцов после упрочняющей термической обработки осуществляли на оптическом инвертированном микроскопе при увеличении ×500.

Твердость образцов определяли на универсальном твердомере методом Роквелла по ГОСТ 9013–59.

Механические свойства прутков определяли на круглых образцах при температуре 20 °С на универсальной испытательной машине со скоростью растяжения 3 мм/мин по ГОСТ 1497–2023.

Ударную вязкость образцов при температуре 20 °С определяли на образцах с U-образным надрезом на маятниковом копре по ГОСТ 9454–78.

Намагниченность насыщения определяли на плоских образцах на установке типа Штеблейн.

Испытания образцов на общую коррозионную стойкость для визуальной оценки степени коррозионного поражения проводились в циклической коррозионной камере в течение 1 мес. в соответствии с ГОСТ 9.308–85 (метод 1). Состояние поверхности образцов – полировка цилиндрической части образцов с шероховатостью поверхности R_a не более 0,32 и шлифовка торцев с шероховатостью поверхности R_a не более 0,64, далее – химическая пассивация.

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

Результаты и обсуждение

Для исследования микроструктуры, физико-механических свойств и общей коррозионной стойкости в камере соляного тумана образцов из стали марки ВНС78-ШПД выплавлена плавка марочного состава в соответствии с патентом № 2725766 со следующим содержанием основных химических элементов, % (по массе):

C	N	Cr	Ni	Mn	Mo
0,30	0,30	15,10	0,90	0,40	0,95

Оценку свойств стали после отпуска при различных температурах проводили на образцах, предварительно прошедших закалку и обработку холодом. На рис. 1 представлена структура стали после закалки с температуры, обеспечивающей растворение карбонитридов и подавление образования их по границам зерен, в сравнении с более низкой температурой закалки. Травление шлифов проводили электролитически в растворе щавелевой кислоты.

Видно, что микроструктура стали после нагревов под закалку при обеих температурах состоит из мартенсита и карбонитридной фазы. При этом снижение температуры закалки (рис. 1, б) приводит к появлению большого количества карбонитридной фазы, располагающейся по границам зерен в виде разорванной сетки, наличие которой снижает коррозионную стойкость, пластичность и ударную вязкость стали.

Известно, что следующие после закалки обработка холодом и отпуск не вызывают видимых структурных изменений при металлографическом контроле стали на оптическом микроскопе. Дальнейшие исследования проводили на образцах после оптимального режима термической обработки (рис. 1, а).

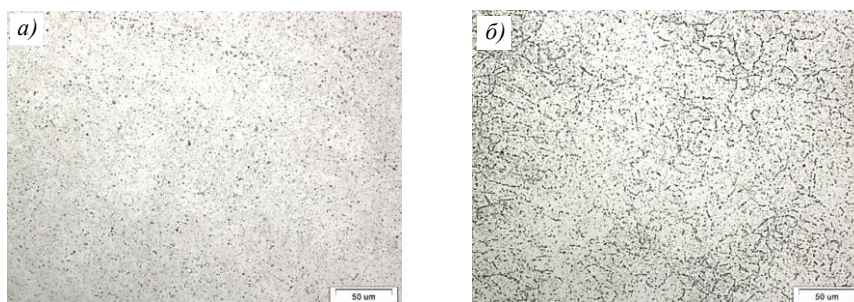


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 500$) образцов после закалки с оптимальной температуры (а) и после более низкой температуры закалки (б). Травление электролитическое

Для высокопрочных коррозионностойких сталей мартенситного и переходного классов характерно немонотонное изменение свойств в интервале температур отпуска. Типичная кривая распределения имеет два характерных пика, соответствующих температурам низкого отпуска 150–200 °С и старения (вторичного твердения) в интервале 450–500 °С [19].

Кривая распределения физико-механических свойств (твердости, ударной вязкости и намагниченности насыщения $4\pi I_s$) исследуемой стали в зависимости от различных температур отпуска представлена на рис. 2.

Видно, что отпуск при температуре 150 °С приводит к некоторому повышению твердости, что можно связать с высокой плотностью дислокаций с большим количеством двойников и закреплении дислокаций диффузией углерода на начальных стадиях отпуска с предвыделением ϵ -карбида [19].

Значительное изменение свойств происходит при температурах отпуска >150 °С. Повышение температуры отпуска до 300 °С приводит к получению наименьшей твердости и более высокой ударной вязкости. Снижение твердости можно связать с уменьшением плотности дислокаций и обеднением твердого раствора углеродом и азотом.

Повышение температуры отпуска с 300 до 450–475 °С приводит к максимальному увеличению твердости вследствие дисперсионного твердения (старения) – изменения субструктуры мартенсита и образования метастабильных частиц Me_2X типа Cr_2N , когерентно связанных с матрицей [20]. При этом сильно снижается ударная вязкость образцов (рис. 2, б).

Небольшое перестаривание при температуре 500 °С приводит к некоторому снижению твердости, при этом она остается на высоком уровне 58,5 HRC. Одновременно при перестаривании повышаются значения ударной вязкости (рис. 2, б).

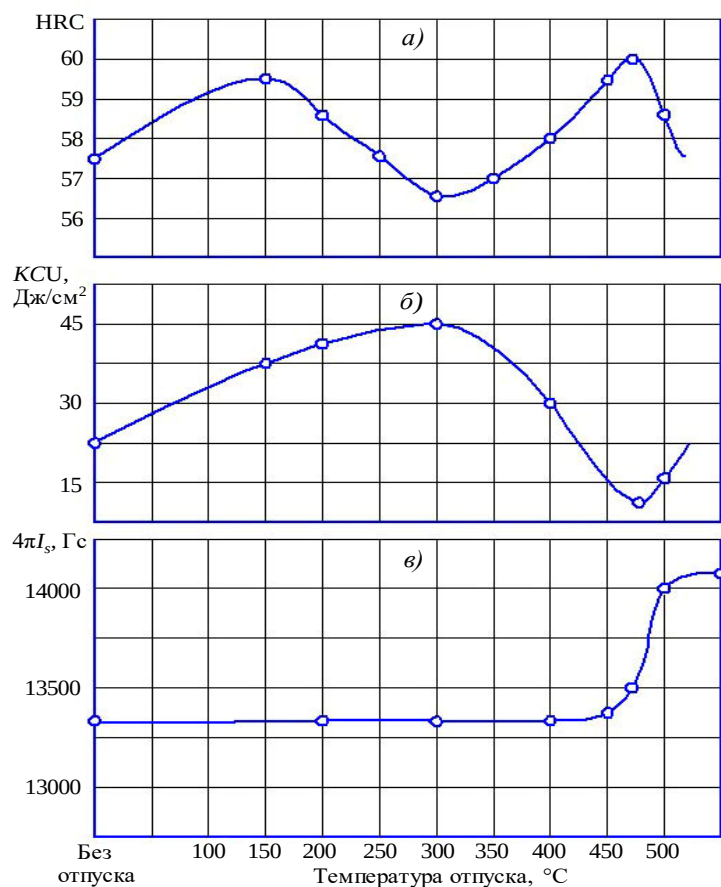


Рис. 2. Влияние температуры отпуска на физико-механические свойства стали

Повышение ударной вязкости при перестаривании связано с некоторым разупрочнением стали за счет потери когерентности частиц типа Cr_2N с матрицей, их коагуляцией, уменьшением концентрации углерода и азота в мартенсите и уменьшением плотности дислокаций.

Увеличение намагниченности насыщения $4\pi I_s$ (рис. 2, в) образцов, отпущенных при температурах от 450 до 550 °С, связано с потерей когерентности частиц Cr_2N и, соответственно, с уменьшением в твердом растворе хрома, который является парамагнитным.

Кривые растяжения образцов при различных температурах отпуска представлены на рис. 3. Испытания образцов проводили после отпуска при температурах 150 и 475 °С, обеспечивающих максимальный уровень твердости, а также при температурах 200 и 500 °С (рис. 2, а), характерных для некоторого снижения кривой распределения твердости.

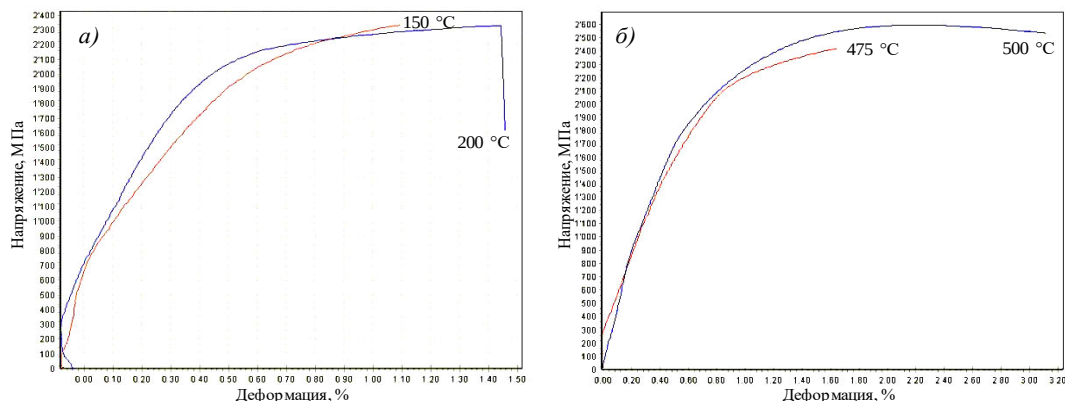


Рис. 3. Кривые растяжения образцов с различными температурами отпуска

Видно, что предел прочности при разрушении образцов достигается только после отпусков при температурах 200 и 500 °С. Испытания образцов после отпуска при температурах 150 и 475 °С привело к преждевременному их разрушению, не достигнув значений σ_b для образцов с низкой пластичностью $\delta_5 = 0,5 \div 1$ %.

После низкого отпуска при температуре 200 °С предел прочности составляет $\sigma_b = 2300$ МПа, после старения при температуре 500 °С – $\sigma_b = 2600$ МПа. При этом для обоих вариантов отпуска на максимум твердости при температурах 150 и 475 °С характерно преждевременное разрушение образцов на ранней стадии равномерного удлинения. Повышение температуры отпуска до 200 и 500 °С исключило преждевременное разрушение образцов.

При повышении температуры отпуска до 200 °С происходит повышение пластичности стали за счет уменьшения концентрации углерода и азота в твердом растворе и уменьшения плотности дислокаций.

При перестаривании образцов при температуре 500 °С происходит уменьшение степени когерентности частиц вторичной фазы с матрицей твердого раствора, что также повышает пластичность стали.

Ранее авторами проведены испытания образцов на общую коррозионную стойкость в камере соляного тумана после различных режимов упрочняющей термической обработки, в том числе после отпусков при температурах 150 и 475 °С.

В данной работе исследована общая коррозионная стойкость стали. Испытания образцов проводили после отпуска при температуре 200 °С и перестаривания при 500 °С, которые обеспечивали высокий уровень предела прочности при растяжении и ударной вязкости, с общей продолжительностью экспозиции в течение 1 мес. в камере соляного тумана. Поверхность цилиндрической части образцов отполирована с шероховатостью поверхности R_a не более 0,32, торцевая часть образцов отшлифована с шероховатостью поверхности R_a не более 0,64.

Перед испытаниями образцы обезжировали, химически пассивировали и проводили предварительный контроль коррозионной стойкости медной пробой на отсутствие обезлегированного окисленного слоя, образующегося при температуре закалки. Осаждения контактной меди на поверхности образцов не обнаружено.

Испытания образцов в камере соляного тумана КСТ-35 проводили согласно ГОСТ 9.308–85 (метод 1) в нейтральном соляном тумане 5%-ного раствора хлорида натрия при температуре 35 °С.

На рис. 4 представлен внешний вид образцов по результатам коррозионных испытаний после 14 сут экспозиции в КСТ.

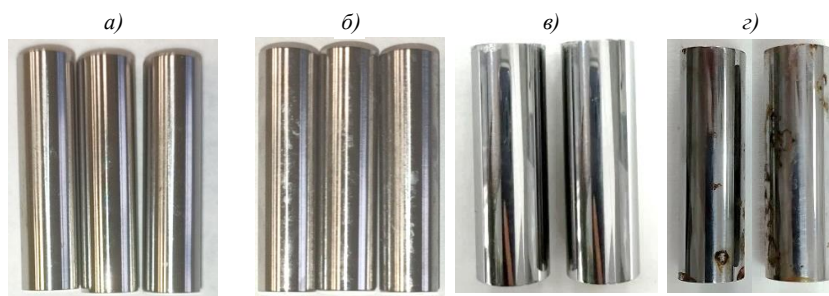


Рис. 4. Внешний вид образцов, испытанных на общую коррозию, после различных режимов упрочняющей термической обработки (отпуска и старения) при температурах 200 (а, б) и 500 °С (в, з) до (а, в) и после (б, з) испытаний

Видно, что видимых изменений на образцах с низким отпуском при температуре 200 °С после 14 сут испытаний не наблюдается, что свидетельствует о высокой коррозионной стойкости образцов.

На образцах с перестариванием при температуре 500 °С следы коррозионного поражения в процессе испытания начали развиваться с торцевой части образцов, которые подвергали только шлифовке без полировки (рис. 5).

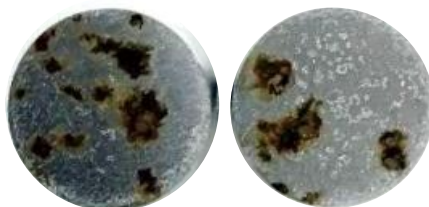


Рис. 5. Коррозионные поражения на шлифованных торцах образцов с перестариванием при температуре 500 °С после испытаний в течение 2 сут

Видно, что для предотвращения появления коррозии необходимо одновременное сочетание двух факторов – подбор оптимального режима термической обработки и подготовка поверхности заготовок и деталей с обеспечением полированной поверхности с шероховатостью R_a не более 0,32 с последующей пассивацией.

Следует отметить, что предыдущие результаты, полученные при испытании образцов указанной плавки после окончательной термической обработки на пике старения 475 °С, применяемой для зарубежной стали Cronidur 30, показали низкое сопротивление коррозии из-за интенсивного расслоения по хрому, происходящего в процессе старения. Распад твердого раствора при старении на максимальную твердость сопровождается образованием сегрегаций и дисперсных частиц метастабильных фаз, когерентно связанных с матрицей, зарождение которых вызывает повышение внутренних напряжений и химическую неоднородность.

Повышение температуры старения способствовало нарушению когерентности с матрицей и коагуляции упрочняющей фазы, что привело к уменьшению упругих

искажений и исчезновению участков концентрационной неоднородности и повысило коррозионную стойкость стали [21].

Применение старения при температуре 500 °С, находящегося за пределами температуры упрочнения стали на максимальную твердость, позволило при удовлетворительном уровне твердости получить более высокий уровень механических свойств (рис. 3) и одновременно повысить коррозионную стойкость стали по сравнению со старением при температуре 475 °С.

Заключения

В результате исследования взаимосвязи термической обработки, физико-механических свойств и коррозионной стойкости стали со сверхравновесным содержанием азота марки ВНС78-ШПД установлено:

- высокие значения твердости ≥ 58 HRC и предела прочности при растяжении (σ_B) обеспечиваются после закалки, обработки холодом и низкого отпуска при 200 °С и после перестаривания при 500 °С;
- старение при 475 °С, обеспечивающее твердость 60 HRC, приводит к преждевременному разрушению образцов при растяжении, не достигая значения σ_B ;
- после отпуска при 200 °С и перестаривания при 500 °С обеспечивается более высокая пластичность и ударная вязкость по сравнению со старением при 475 °С;
- высокая коррозионная стойкость в камере соляного тумана обеспечивается после низкого отпуска при 200 °С;
- применение перестаривания при 500 °С для повышения коррозионной стойкости требует высокой чистоты обработки поверхности с шероховатостью R_a не более 0,32.

Список источников

1. О стратегии научно-технологического развития Российской Федерации: Указ Президента РФ от 28.02.2024 № 145 // Официальный интернет-портал правовой информации. URL: <http://www.pravo.gov.ru> (дата обращения: 04.05.2026).
2. Зайцев А.М., Коросташевский Р.В. Эксплуатация авиационных подшипников качения. М.: Транспорт, 1968. 224 с.
3. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30 // ASTM Special Technical publication. 1998. Vol. 1327. P. 447–459.
4. Петров Н.И., Лаврентьев Ю.Л. Пути повышения надежности и ресурса подшипниковых опор роторов современных газотурбинных двигателей и редукторов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2015. Т. 14. № 3. Ч. 1. С. 228–237.
5. Киселева С.К., Зарипов Н.Г. Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и трибологические свойства стали 110X18М-ШВД // Евразийский союз ученых. 2020. № 7-1 (76). С. 32–36.
6. ГОСТ 5949–2018.Metalloпродукция из сталей нержавеющей и сплавов на железоникелевой основе коррозионно-стойких, жаростойких и жаропрочных. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2019. 32 с.
7. Ooi S. A new index to estimate the corrosion resistance of aluminum-containing steel // Materials and Corrosion. 2024. Vol. 75. No. 7. P. 902–913.
8. Шлямнев А.П., Углов В.А., Филиппов Г.А. и др. Нержавеющие стали с азотом: структура, свойства, вопросы технологии производства // Черная металлургия. 2013. № 2. С. 12.
9. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media, 1999. 378 p.
10. Лаптев А.Б., Закирова Л.И., Загорских О.А., Павлов М.Р. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор). Часть 1. Исследование коррозионно-механического разрушения сталей // Труды ВИАМ. 2022. № 4 (110). С. 118–130. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.

11. Севальнев Г.С., Востриков А.В., Нефедкин Д.Ю., Моисеенков В.В., Волков Р.Б., Ульянов Е.И. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). С. 13–23. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
12. Jiang Z.H., Zhu H.C., Li H.B. et al. Pressurized metallurgy for high performance special steels and alloys // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 143. No. 1. P. 012038.
13. Гудремон Э. Специальные стали: в 2 т. / под ред. А.С. Займовского, М.Л. Бернштейна. М.: Металлургиздат, 1959. Т. 1. 952 с.
14. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 3. С. 173–187.
15. 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: 04.05.2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2025-0-3-3-14.
16. 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: 04.05.2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2022-0-4-3-15.
17. Data sheet Cronidur® 30. Mat. no.: 1.4108. Energietechnik Essen GmbH. 2012. URL: <http://www.engineering.com> (дата обращения: 29.05.2026).
18. Высокопрочная коррозионностойкая сталь: пат. 2725766 Рос. Федерация; заявл. 23.05.19; опубл. 25.06.20.
19. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
20. Вознесенская Н.М., Изотов В.И., Ульянова Н.В. и др. Структура и свойства высокопрочной нержавеющей стали 1X15H4AM3 // Металловедение и термическая обработка металлов. 1971. № 1. С. 32–35.
21. Братухин А.Г., Гурвич Л.Я. Коррозионная стойкость высокопрочных нержавеющей сталей. М.: Авиатехинформ, 1999. 208 с.

References

1. *On the Strategy for Scientific and Technological Development of the Russian Federation: Decree of the President of the Russian Federation of February 28, 2024, No. 145.* Available at: www.pravo.gov.ru (accessed: May 04, 2026).
2. Zaitsev A.M., Korostashevsky R.V. *Operation of Aircraft Rolling Bearings.* Moscow: Transport, 1968, 224 p.
3. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30. *ASTM Special Technical publication*, 1998, vol. 1327, pp. 447–459.
4. Petrov N.I., Lavrentyev Yu.L. Ways to Improve the Reliability and Service Life of Bearing Assemblies of Rotor of Modern Gas Turbine Engines and Gearboxes. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta*, 2015, vol. 14, no. 3, part 1, pp. 228–237.
5. Kiseleva S.K., Zaripov N.G. Influence of severe plastic deformation on the microstructure and tribological properties of 110Kh18M-ShVD steel. *Evrasiyskiy Soyuz Uchenykh*, 2020, no. 7-1 (76), pp. 32–36.
6. State Standard 5949–2018. *Metal products from stainless steels and iron-nickel-based alloys, corrosion-resistant, heat-resistant, and heat-resistant. Specifications.* Moscow: Standartinform, 2019, 32 p.
7. Ooi S. A new index to estimate the corrosion resistance of aluminium-containing steel. *Materials and Corrosion*, 2024, vol. 75, no. 7, pp. 902–913.
8. Shlyamnev, A.P., Uglov, V.A., Filippov, G.A. et al. Nitrogen-Based Stainless Steels: Structure, Properties, and Production Technology. *Chernaya metallurgiya*, 2013, no. 2, p. 12.
9. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications.* Springer Science & Business Media, 1999, 378 p.

10. Laptev A.B., Zakirova L.I., Zagorskikh O.A., Pavlov M.R. Methods of investigation of the processes of corrosion-mechanical destruction and hydrogenation of metals (review). Part 1. Investigation of corrosion-mechanical destruction of steels. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110), pp. 118–130. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.
11. Sevalnev G.S., Vostrikov A.V., Nefedkin D.Yu., Moiseenkov V.V., Volkov R.B., Ulyanov E.I. Study of the structure, distribution of carbide phase, hardness and tribotechnical characteristics of high-chromium bearing steels of the martensitic class. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), pp. 13–23. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
12. Jiang Z.H., Zhu H.C., Li H.B. et al. Pressurized metallurgy for high performance special steels and alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 143, no. 1, p. 012038.
13. Gudremon E. *Special Steels*: in 2 vols. Ed. A.S. Zaimovsky, M.L. Bernstein. Moscow: Metallurgizdat, 1959, vol. 1, 952 p.
14. Svyazhin, A.G., Kaputkina, L.M. Nitrogen-Based and High-Nitrogen-Based Steels. Industrial Technologies and Properties. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2019, vol. 62, no. 3, pp. 173–187.
15. 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: May 04, 2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2025-0-3-3-14.
16. 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: May 04, 2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2022-0-4-3-15.
17. *Data sheet Cronidur® 30*. Mat. no.: 1.4108. Energietechnik Essen GmbH, 2012. Available at: engineering.com (accessed: May 04, 2026).
18. *High-Strength Corrosion-Resistant Steel*: pat. 2725766 Rus. Federation; appl. 23.05.19; publ. 25.06.20.
19. Potak Ya.M. *High-Strength Steels*. Moscow: Metallurgy, 1972, 208 p.
20. Voznesenskaya, N.M., Izotov, V.I., Ulyanova, N.V. et al. Structure and Properties of High-Strength Stainless Steel 1Kh15N4AM3. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1971, no. 1, pp. 32–35.
21. Bratukhin A.G., Gurvich L.Ya. *Corrosion resistance of high-strength stainless steels*. Moscow: Aviatechinform, 1999, 208 p.

Информация об авторах

Леонов Александр Владимирович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Вознесенская Наталья Михайловна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Князев Андрей Вадимович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ульянов Егор Ильич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Тонышева Ольга Александровна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksandr V. Leonov, Head of the Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Natalya M. Voznesenskaya, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey V. Knyazev, Head of the Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Egor I. Ulyanov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Olga A. Tonysheva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 19.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 01.07.2026.
The article was submitted 19.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 01.07.2026