

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-3-15

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

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

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 30X15AMF-ШПД (ВНС78-ШПД) на коррозионную стойкость стали в «жестких» условиях испытаний. Исследовано влияние различных температур закалки и отпуска на микроструктуру, твердость и коррозионные свойства стали.

Ключевые слова: коррозионностойкая сталь со сверхравновесным содержанием азота, коррозионная стойкость, закалка, отпуск, упрочняющая термическая обработка, микроструктура, твердость

Для цитирования: Леонов А.В., Вознесенская Н.М., Князев А.В., Ульянов Е.И. Влияние режимов термической обработки на коррозионную стойкость высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2026. № 7 (161). С. 3–15. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-3-15.

Scientific article

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE 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

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 heat treatment modes of high nitrogen martensitic corrosion-resistant steel of grade 30H15AMF-ShPD (VNS78-ShPD) on the corrosion resistance of the steel in tough test conditions is considered. The effect of different quenching and tempering temperatures on the microstructure, hardness and corrosion properties of the steel is studied.

Keywords: high nitrogen corrosion-resistant steel, corrosion resistance, quenching, tempering, heat treatment, microstructure, hardness

For citation: Leonov A.V., Voznesenskaya N.M., Knyazev A.V., Ulyanov E.I. Influence of heat treatment on the corrosion resistance of high-strength corrosion-resistant martensitic steel with super-equilibrium nitrogen content. *Trudy VIAM*, 2026, no. 7 (161), pp. 3–15. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-3-15.

Введение

Одно из приоритетных направлений стратегии научно-технологического развития РФ в соответствии с Указом Президента № 145 от 28.02.2024 – переход к передовым производственным технологиям, новым материалам и способам конструирования [1]. Результат реализации указанной стратегии будет обеспечивать устойчивое, динамичное и сбалансированное развитие Российской Федерации на долгосрочный период.

Характеристикой, без которой невозможно оценить работоспособность, надежность и ресурс конструкции, является коррозионная стойкость металла. В случае, когда материал полностью удовлетворяет требованиям к конкретной детали по механическим, физическим и технологическим свойствам, но отсутствуют данные о коррозионных характеристиках, которые необходимо учитывать при работе и хранении изделия, возможно разрушение детали в процессе ее эксплуатации [2].

Высокопрочные коррозионностойкие стали различных классов имеют высокую общую коррозионную стойкость благодаря содержанию в них хрома не менее 12 % (здесь и далее – % (по массе)) [3]. В атмосферных условиях они находятся в пассивном состоянии. Именно хром определяет основные электрохимические характеристики стали: потенциалы коррозии, питтингообразования, и репассивации. Легирование стали другими элементами также оказывает влияние на коррозионную стойкость, но в меньшей степени по сравнению с хромом, при этом позволяет обеспечить требуемые механические и технологические свойства стали [4].

Коррозионная стойкость зависит от ряда внутренних и внешних факторов: от состава и структуры стали, технологии изготовления полуфабриката и конечной детали, а также от рабочих температур эксплуатации и коррозионной среды, вида и величины действующих нагрузок.

Микроструктура стали влияет на все виды коррозии, включая общую. При этом больше всего структура стали влияет на стойкость к локальной коррозии [5]. Поэтому при заданном химическом составе высокопрочной коррозионностойкой стали определяющее значение имеют режимы упрочняющей термической обработки, от которых зависят структура и фазовый состав материала.

В авиационной отрасли для изготовления деталей с высокой твердостью, работающих на износ в условиях влажной атмосферы, традиционно применяются высокопрочные высокоуглеродистые высокохромистые стали мартенситного класса [6]. Из сталей указанного класса изготавливают шарикоподшипники и обоймы подшипников, а также втулки и детали насосов [7–9].

Представителем такого класса сталей является сталь марки 95X18 (ЭИ229), в химическом составе которой содержится ~1 % углерода. Сталь широко освоена в отечественной промышленности. Горячекатаные прутки различного сортамента после упрочняющей термической обработки, состоящей из закалки в сочетании с последующим низким отпускком в интервале температур 200–300 °С в соответствии с ГОСТ 5949–2018, имеют высокую твердость – не менее 55 HRC [10]. Зарубежный аналог – сталь марки 440C.

Особенностью стали является наличие в микроструктуре крупных карбидов, величина которых составляет от 24 до 60 мкм. Столь крупная величина карбидов обусловлена высоким содержанием углерода, который имеет большое сродство и высокий коэффициент диффузии при взаимодействии с хромом. Указанное обстоятельство приводит к тому, что значительная часть хрома (~4 % Cr) находится не в матрице твердого раствора, а остается связанной в карбидах [11].

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

Обезлегирование матричного твердого раствора хромом приводит к значительному снижению коррозионной стойкости стали и ведет к самопроизвольному разрушению металла вследствие его химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой. В связи этим в изделиях, работающих во влажной атмосфере, детали из стали 95X18 рекомендуется применять исключительно с полированной поверхностью и чистотой обработки не ниже $R_a = 0,4$.

Общемировой тенденцией по повышению коррозионной стойкости и вязкости мартенситных сталей является переход от высокоуглеродистых сталей к сталям со сверхравновесным содержанием азота. В зарубежной научно-технической литературе для подобного класса сталей принято обозначение High nitrogen steel (HNS) – высокоазотистые стали [12]. В них применена концепция частичной замены углерода азотом с использованием специальных методов металлургии высокого давления.

Влияние азота на сталь аналогично влиянию углерода – оба являются атомами внедрения. При взаимодействии с кристаллической решеткой железа образуется твердый раствор в аустенитной и мартенситной фазах.

При выплавке в обычных условиях растворимость азота в сталях мартенситного класса составляет $\sim(0,10\text{--}0,11) \%$ [13]. При введении большего количества азота при выплавке не удастся удержать его в процессе кристаллизации из-за пониженной растворимости азота в сталях мартенситного класса при содержании $\sim(14\text{--}15) \%$ Cr и $\leq 0,7 \%$ Mn, что приводит к выделению газообразного азота.

Применение методов принудительного введения азота в состав стали, а именно – проведение электрошлакового переплава с избыточным давлением (от 30 до 40 ат (3–4 МПа)), а также использование исходных безазотистых электродов с добавлением азотоносителей в виде феррохрома позволяют решить проблему усвоения большего ($>0,15 \%$) количества азота в высокохромистых сталях мартенситного класса [14].

Частичная замена углерода на азот позволяет при сохранении высокого уровня механических свойств достичь значительного повышения коррозионной стойкости стали. Объясняется это обстоятельство тем, что коэффициент диффузии азота меньше, чем у углерода. За счет этого тормозится диффузия к атомам хрома, вызывая замедление образования кластеров (скоплений) хрома, что тормозит процесс выделения обогащенных хромом карбонитридных частиц, при этом уменьшаются размеры вторичных выделений.

Помимо увеличения коррозионной стойкости, частичная замена углерода азотом приводит к повышению вязкости стали [15]. Характер разрушения ударных образцов меняется с хрупкого на смешанный – хрупко-вязкий. Это обусловлено влиянием размера зерна, величиной и характером распределения карбонитридов в микроструктуре.

В сталях с содержанием $\sim(15 \%$ Cr– $0,3 \%$ C– $0,35 \%$ N) после упрочняющей термической обработки величина карбонитридов в микроструктуре, выявленная методами оптической микроскопии, не превышает 10 мкм [16]. Следовательно, количество хрома, находящегося в твердом растворе, а не в связанном в карбиды/карбонитриды состоянии, в высокоазотистой стали превышает аналогичный показатель для традиционных высокоуглеродистых высокохромистых сталей.

За рубежом основная наиболее изученная высокоазотистая сталь – немецкая сталь марки Cronidur 30 разработки компании Energietechnik Essen GmbH [17]. Сталь широко применяется в авиакосмической отрасли, химической и нефтехимической индустрии, энергетике, биомедицине и в других отраслях промышленности. Согласно данным из открытых источников, в стали содержится: $0,25\text{--}0,35 \%$ C, $0,3\text{--}0,5 \%$ N и $14\text{--}16 \%$ Cr. Помимо этого, в составе стали присутствуют: $\leq 1 \%$ Mn, $\leq 0,5 \%$ Ni и $\leq 1 \%$ Mo.

Высокий уровень свойств этой стали достигается путем упрочняющей термической обработки, которая аналогична термической обработке высокопрочных коррозионностойких сталей мартенситного и переходного (аустенитно-мартенситного) классов. Вначале проводится закалка с ускоренным охлаждением с температуры 1000–1030 °С, достаточной для растворения частиц карбонитридов. Последующая обработка холодом при температурах от –80 до –196 °С приводит к окончательному мартенситному превращению и распаду значительного количества остаточного аустенита. Заключительная операция термической обработки, определяющей окончательный уровень свойств стали, – отпуск или старение: низкий отпуск в интервале температур 150–220 °С и старение при температуре 475 °С [17].

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 отечественной науке и промышленности разработка высокоазотистых сталей мартенситного класса – относительно новое направление, поэтому разработка таких сталей и проведение их всесторонних исследований представляют особый интерес для ученых [18].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ активно занимаются разработкой высокоазотистых сталей мартенситного класса. Институт располагает единственной в стране электрошлаковой печью с возможностью проведения переплава под избыточным давлением до 30 ат (3 МПа), в которой можно получать стали типа Cronidur 30.

Специалистами НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработан химический состав стали марки ВНС78-ШПД, близкой по составу к стали Cronidur 30, а также разработана технология изготовления и термической обработки прутков из нее различного сортамента [19]. На состав стали получен патент на изобретение № 2725766 [20].

Разработанная сталь не уступает по уровню свойств импортному 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 одно из направлений исследований новой отечественной высокоазотистой мартенситной стали – оценка коррозионной стойкости в различных климатических условиях с целью проведения анализа закономерностей, определяющих ее коррозионную стойкость.

В данной работе исследовано влияние различных температур закалки и отпуска в процессе упрочняющей термической обработки на микроструктуру, твердость и общую коррозию стали ВНС78-ШПД в условиях камеры соляного тумана (КСТ) после экспозиции образцов в течение 1 года.

Материалы и методы

Объекты исследования – прутки Ø22 мм из высокоазотистой стали мартенситного класса марки ВНС78-ШПД разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Выплавку слитков проводили в два этапа: выплавка исходного электрода в вакуумно-индукционной печи 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.

Закалку, отпуск и старение образцов проводили в атмосферных электропечах с охлаждением в масле и на воздухе соответственно.

Обработку образцов холодом проводили в климатической камере.

Исследования микроструктуры образцов после упрочняющей термической обработки проводили на оптическом инвертированном микроскопе при увеличении $\times 500$.

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

Испытания образцов на общую коррозионную стойкость в КСТ в течение 1 года проводили в циклической коррозионной камере в соответствии с ГОСТ 9.308–85. Обработка поверхности образцов – шлифовка с шероховатостью поверхности $R_a = 1,6$ + пассивация.

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

Результаты и обсуждение

Для исследования микроструктуры, твердости и коррозионных свойств 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

Оценочным показателем коррозионной стойкости для сталей за рубежом является эквивалентное число стойкости к точечной коррозии (the pitting resistance equivalent number – PREN). Показатель PREN учитывает влияние содержания в химическом составе стали азота, молибдена и хрома – элементов, позволяющих повысить ее коррозионную стойкость. Традиционно соотношение указанных элементов выражается формулой

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \cdot \% \text{Mo} + 16 \cdot \% \text{N}. \quad (1)$$

По представленной формуле показатель PREN рассчитан для стали ВНС78-ШПД заданного химического состава (табл. 1) в сравнении с имеющимися научно-техническими литературными данными по высокопрочным сталям мартенситного класса марок Cronidur 30 и 440C.

Таблица 1

Эквивалентное число стойкости к точечной коррозии (PREN)
высокопрочных мартенситных сталей

Сталь	Значение показателя PREN
ВНС78-ШПД (ВИАМ, РФ)	23,06
Cronidur 30 (Германия)	24,70
440C (США)	13,86

Видно, что значения показателя PREN для высокоазотистых сталей мартенситного класса приблизительно одинаковы, в то время как для высокоуглеродистой хромистой стали 440C (аналог отечественной стали марки 95X18) этот показатель практически в 2 раза меньше. Различие связано со значительным вкладом азота в улучшение коррозионной стойкости материала за счет повышения уровня пассивации поверхности коррозионностойких сталей и скорости репассивации после начала питтинговой коррозии.

При этом следует иметь в виду, что показатель PREN предполагает, что легирующие элементы распределены равномерно, а это не всегда может быть корректно при

расчете для реальных материалов. Поэтому показатель PREN применяется исключительно при расчетах на стойкость к точечной (питтинговой) коррозии и не рассматривается для других видов коррозии: общая и щелевая коррозия, а также коррозионное растрескивание под напряжением.

Для правильной и надежной оценки работоспособности материала необходимы данные о его коррозионной стойкости, исследованной стандартными методами, учитывающими виды коррозии, которым может подвергаться материал в специфических условиях эксплуатации. Так, существуют ускоренные методы испытаний, имитирующие условия эксплуатации деталей. Для всеклиматических условий ускорение достигается за счет незначительного повышения температуры и увеличения концентрации агрессивных компонентов среды.

При работе во всеклиматических условиях, включая морской туман, основной средой для оценки коррозионной стойкости образцов является соляной туман, создаваемый в специальной климатической камере. В данной работе испытания образцов проводили в камере КСТ-35 по режиму согласно ГОСТ 9.308–85 – распыление 5%-ного раствора NaCl в течение 15 мин через каждые 45 мин в течение 12 ч в сутки при температуре 35 °С.

Для оценки коррозионной стойкости и твердости образцов проведено исследование влияния различных температур упрочняющей термической обработки: закалки, а также отпуска после обработки стали холодом.

Известно, что температура закалки высокоазотистых мартенситных сталей должна быть достаточной для растворения карбонитридов в микроструктуре. Закалка определяет как размер зерна, так и положение мартенситной точки на диаграмме состояния [21]. Недостаточная температура закалки приводит к появлению карбонитридов в виде сетки по границам зерен аустенита. Наличие в структуре карбидной сетки по границам зерен сказывается на прочностных характеристиках незначительно, но при этом существенно снижаются пластичность, ударная вязкость и коррозионная стойкость стали.

При закалке формируется микроструктура стали. Последующие операции термической обработки (обработка холодом и отпуск/старение) не вызывают видимых структурных изменений при контроле стали методами оптической микроскопии. В связи с этим проведено исследование микроструктуры стали после закалок в интервале температур растворения карбонитридов T1–T5 с шагом 25–30 °С, где за базовую точку T1 взята температура закалки импортного аналога – стали марки Cronidur 30 (1030 °С), при этом $T5 > T4 > T3 > T2 > T1$.

Микроструктуры стали после различных температур закалки и электролитического травления в 10%-ном растворе щавелевой кислоты представлены на рис. 1.

Микроструктура стали после нагревов под закалку при всех температурах состоит из мартенсита и карбонитридной фазы. При этом после нагревов при температурах T1 и T2 содержится большое количество карбонитридной фазы, располагающейся по границам зерен.

Дальнейшее повышение температуры закалки (T4 и T5) приводит к растворению карбонитридов по границам зерен и к образованию незначительного количества остаточного аустенита.

Далее образцы подвергали обработке холодом для окончательного мартенситного превращения.

Финишной операцией упрочняющей термической обработки является отпуск. Температуры отпуска 150 и 475 °С взяты как у импортного аналога.

Значения твердости образцов после обоих вариантов температур финишной обработки (отпуска и старения) представлены в табл. 2.

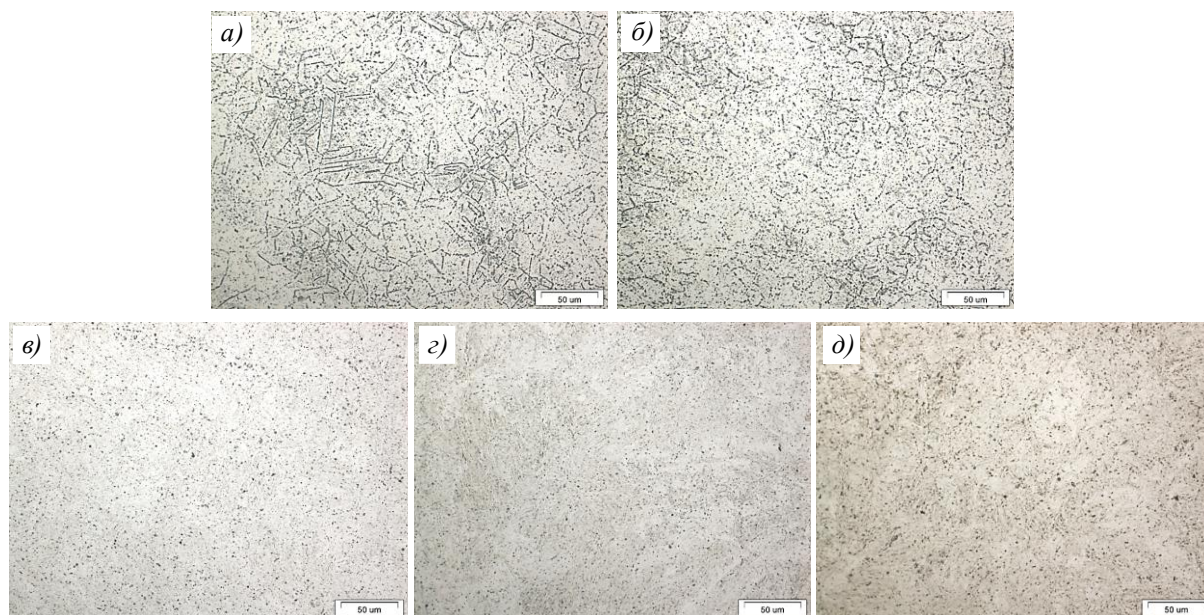


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 500$) образцов после нагрева под закалку при различных температурах: T1 (а); T2 (б); T3 (в); T4 (г); T5 (д). Травление электролитическое

Таблица 2

Твердость образцов после нагревов под закалку при различных температурах, обработки холодом и отпуска/старения

Режим закалки	Твердость HRC после обработки холодом и окончательной обработки	
	Отпуск при 150 °C	Старение при 475 °C
T1	56–57	56–57
T2	58–59	58–59
T3	58–59	59–60
T4	55–56	56–57
T5	58–59	58–59

Видно, что более низкая температура закалки T1 оказывается недостаточной, чтобы растворить карбонитриды, вследствие чего матрица твердого раствора имеет меньшую твердость. Максимальный уровень твердости для обоих вариантов окончательной термообработки обеспечивается при температурах закалки по режимам T2 и T3, что объясняется тем, что указанные температуры закалки являются достаточными для более полного растворения карбонитридов.

Твердость при низком отпуске обеспечивается за счет частичного распада мартенсита при сохранении в нем высокой плотности дислокаций.

При температуре старения 475 °C происходит изменение субструктуры мартенсита и появляются высокодисперсные частицы метастабильного карбонитрида по типу $Me_2(CN)$, которые когерентно связаны с матрицей твердого раствора, за счет чего обеспечивается высокая твердость образцов.

При температуре T4 твердость снижается из-за появления повышенного содержания остаточного аустенита и увеличения роста зерна. Однако при максимальной температуре закалки T5 твердость повышается за счет практически полного растворения карбонитридов в матрице твердого раствора, в виду чего твердость мартенсита повышается, при этом наблюдается существенный рост зерна до 2–3 балла (рис. 2).



Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$) образца после нагрева под закалку при температуре по варианту Т5. Травление на зерно

На образцах по всем вариантам термической обработки проведены испытания на общую коррозионную стойкость в КСТ. Перед испытаниями образцы обезжировали, пассивировали и проводили предварительный контроль коррозионной стойкости с помощью медной пробы на отсутствие оксидного слоя, образующегося при температуре заковки. Осаждения контактной меди на поверхности образцов не обнаружено.

Общая продолжительность экспозиции образцов в КСТ составила 1 год, в течение которого проводили периодические осмотры состояния поверхности образцов без удаления продуктов коррозии.

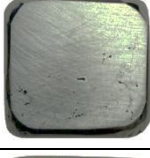
В табл. 3 представлен внешний вид образцов по результатам коррозионных испытаний после 14 дней и 1 года экспозиции в КСТ.

Таблица 3

Внешний вид образцов, испытанных на общую коррозию, после различных режимов упрочняющей термической обработки

Режим заковки	Температура окончательной термической обработки, °C	Внешний вид образцов, испытанных на общую коррозию			
		в исходном состоянии	в течение 14 сут	в течение 1 года	после удаления продуктов коррозии
Т1	150				
	475				
Т2	150				
	475				

Окончание таблицы 3

Режим заковки	Температура окончательной термической обработки, °С	Внешний вид образцов, испытанных на общую коррозию			
		в исходном состоянии	в течение 14 сут	в течение 1 года	после удаления продуктов коррозии
Т3	150				
	475				
Т4	150				
	475				
Т5	150				
	475				

Видно, что после двух недель испытаний в КСТ наименьшему коррозионному поражению подверглись образцы, полученные при более высоких температурах заковки по режимам Т4 и Т5, что связано с более полным растворением карбонитридов в твердом растворе. При этом при температуре заковки по режиму Т4 и низком отпуске следы коррозии на образце отсутствовали. По истечении 1 года испытаний в КСТ наблюдаемая картина различий в коррозионной стойкости не изменилась – наибольшую коррозионную стойкость показали образцы, закаленные при температурах по режимам Т4 и Т5. Следует отметить, что на поверхности образцов, закаленных по этим режимам, после 1 года испытаний четко видно распределение продуктов коррозии на поверхности образца, соответствующее границе задержки коррозионной среды, обусловленное конструкцией оснастки для экспозиции образцов. Такое распределение продуктов коррозии на поверхности образцов, закаленных по режимам Т4 и Т5, свидетельствует о высокой стойкости в условиях периодического воздействия коррозионной среды при достаточной аэрации, однако в условиях дефицита кислорода (что характерно для узких мест, зазоров, щелей) может происходить развитие щелевой коррозии. Образцы после старения при 475 °С для всех вариантов температур заковки оказались

менее коррозионностойкими по сравнению с образцами после низкого отпуска. Объясняется это тем, что при старении на максимальную твердость стали происходит распад твердого раствора, сопровождающийся образованием сегрегаций и дисперсных частиц метастабильных фаз типа $\text{Me}_2(\text{CN})$, когерентно связанных с матрицей. Зарождение этих метастабильных фаз приводит к повышению внутренних напряжений и гетерогенности структуры.

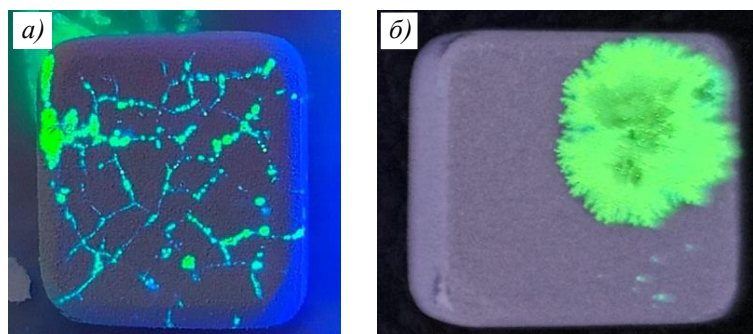


Рис. 3. Люминесцентный контроль образцов после 1 года экспозиции в камере соляного тумана со старением при 475 °С (а) и низким отпуском при 150 °С (б)

После удаления продуктов коррозии с образцов проведен их люминесцентный контроль. На образцах, состаренных при 475 °С, видна сетка трещин после закалки при всех температурах (рис. 3), в то время как после низкого отпуска при 150 °С трещины на образцах отсутствуют, несмотря на наличие локальных коррозионных поражений.

Заключения

Исследованы микроструктура, твердость и коррозионная стойкость в «жестких» условиях испытаний образцов из высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса марки 30X15AMФ-ШПД (ВНС78-ШПД) со сверхравновесным содержанием азота после различных режимов упрочняющей термической обработки.

Показано, что обеспечивается высокая твердость образцов для обоих вариантов окончательной упрочняющей термической обработки – низкого отпуска и старения. При этом в микроструктуре стали при более низких температурах закалки содержится большое количество карбонитридной фазы, располагающейся как по телу, так и по границам зерен. Повышение температуры закалки приводит к растворению карбонитридов по границам зерен и к образованию незначительного количества остаточного аустенита.

По результатам испытаний образцов в КСТ показано, что коррозионная стойкость образцов после старения для всех вариантов температур нагрева под закалку ниже, чем после низкого отпуска. Распад твердого раствора при старении на максимальную твердость вызывает образование сегрегаций и дисперсных частиц метастабильных фаз, когерентно связанных с матрицей, зарождение которых приводит к повышению внутренних напряжений и гетерогенности структуры.

При эксплуатации деталей, работающих при температуре до 150 °С, рационально применять упрочняющую термическую обработку с низким отпуском, обеспечивающую более высокую коррозионную стойкость.

Для повышения коррозионной стойкости деталей, эксплуатируемых при более высоких температурах – до 350 °С, целесообразно провести испытания на коррозионную стойкость на образцах с окончательной термической обработкой не на максимальную твердость при температуре 475 °С, а с применением небольшого перестаривания. В этом случае твердость образцов незначительно снижается, но при этом устраняется

вторичное твердение, повышается растворимость хрома в матрице, а также начинается обратное ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-превращение. Вследствие перераспределения хрома между аустенитом и мартенситом можно ожидать повышения коррозионной стойкости перестаренных образцов.

Одновременно для повышения коррозионной стойкости для всех вариантов упрочняющей термической обработки целесообразно провести испытания образцов с шероховатостью поверхности 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: pravo.gov.ru (дата обращения: 04.05.2026).
2. 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.
3. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
4. 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.
5. Зырянов А.О., Выбойщик М.А., Иоффе А.В. Влияние микроструктуры и термической обработки на стойкость сталей к углекислотной коррозии // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. № 2 (764). С. 39–45.
6. Киселева С.К., Зарипов Н.Г. Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и трибологические свойства стали 110X18M-ШВД // *Евразийский Союз Ученых*. 2020. № 7-1 (76). С. 32–36.
7. 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.
8. 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.
9. Зайцев А.М., Коросташевский Р.В. Эксплуатация авиационных подшипников качения. М.: Транспорт, 1968. 224 с.
10. ГОСТ 5949–2018. Металлопродукция из сталей нержавеющей и сплавов на железоникелевой основе коррозионно-стойких, жаростойких и жаропрочных. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2019. 32 с.
11. Ooi S. A new index to estimate the corrosion resistance of aluminium-containing steel // *Materials and Corrosion*. 2024. Vol. 75. No. 7. P. 902–913.
12. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media, 1999. 378 p.
13. Гудремон Э. Специальные стали: в 2 т. / под ред. А.С. Займовского, М.Л. Бернштейна. М.: Металлургиздат, 1959. Т. 1. 952 с.
14. 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.
15. 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.
16. 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.

17. Data sheet Cronidur® 30. Mat. no.: 1.4108. Energietechnik Essen GmbH, 2012. URL: engineering.com (дата обращения: 04.05.2026).
18. 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.
19. 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.
20. Высокопрочная коррозионностойкая сталь: пат. 2725766 Рос. Федерация; заявл. 23.05.19; опубл. 25.06.20.
21. 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.

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. 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.
3. Potak Ya.M. *High-Strength Steels*. Moscow: Metallurgy, 1972, 208 p.
4. 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.
5. Zyryanov A.O., Vyboishchik M.A., Ioffe A.V. Influence of microstructure and heat treatment on the resistance of steels to carbon dioxide corrosion. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2019, no. 2 (764), pp. 39–45.
6. 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.
7. 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.
8. 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.
9. Zaitsev A.M., Korostashevsky R.V. *Operation of Aircraft Rolling Bearings*. Moscow: Transport, 1968, 224 p.
10. 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.
11. 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.
12. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications*. Springer Science & Business Media, 1999, 378 p.

13. Gudremon E. *Special Steels*: in 2 vols. Ed. A.S. Zaimovsky, M.L. Bernstein. Moscow: Metallurgizdat, 1959, vol. 1, 952 p.
14. 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.
15. 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.
16. 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.
17. *Data sheet Cronidur® 30*. Mat. no.: 1.4108. Energietechnik Essen GmbH, 2012. Available at: engineering.com (accessed: May 04, 2026).
18. 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.
19. 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.
20. *High-Strength Corrosion-Resistant Steel*: pat. 2725766 Rus. Federation; appl. 23.05.19; publ. 25.06.20.
21. 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.

Информация об авторах

Леонов Александр Владимирович, ведущий инженер, 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

Information about the authors

Aleksandr V. Leonov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Natalia 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

Статья поступила в редакцию 29.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.06.2026.

The article was submitted 29.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 15.06.2026.