

Научная статья

УДК 621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-30-40

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СИНТЕЗА НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ

С.А. Крылов¹, М.А. Дружнов¹, Г.С. Севальнев¹, А.С. Новиков¹, Е.В. Егоров¹

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

Аннотация. Проведен анализ влияния технологических параметров процесса селективного лазерного сплавления (СЛС) на формирование структуры, уровень пористости и комплекс механических свойств образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали. Установлено, что превышение оптимальных значений энергии в процессе СЛС приводит к значительным изменениям в формирующейся микроструктуре материала. Чрезмерное увеличение удельной плотности энергии вызывает перегрев расплава и связанные с этим негативные явления, включая газовыделение и образование дефектов, тогда как недостаточное энергетическое воздействие приводит к неполному проплавлению порошкового материала и формированию неоднородной структуры.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, пористость, энергия, свойства

Для цитирования: Крылов С.А., Дружнов М.А., Севальнев Г.С., Новиков А.С., Егоров Е.В. Влияние параметров синтеза на структурообразование высокоазотистой коррозионностойкой стали // Труды ВИАМ. 2026. № 1 (155). С. 30–40. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-30-40.

Scientific article

INFLUENCE OF SYNTHESIS PARAMETRES ON THE STRUCTURE FORMATION IN HIGH-NITROGEN CORROSION-RESISTANT STEEL

S.A. Krylov¹, M.A. Druzhnov¹, G.S. Sevalnev¹, A.S. Novikov¹, E.V. Egorov¹

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 article presents the results of analysis of the influence of selective laser melting (SLM) technological parameters on the formation of structure, level of porosity and on the complex of mechanical properties of samples made of high-nitrogen corrosion-resistant bearing steel. It was found that exceeding the optimal energy values in the SLM process leads to significant changes in the resulting microstructure of the material. Excessive increase in specific energy density causes overheating of the melt and the associated negative phenomena, including gas release and defect formation, while insufficient energy exposure leads to incomplete fusion of the powder material and the formation of a heterogeneous structure.

Keywords: high-nitrogen steel, additive technologies, selective laser melting, porosity, energy, properties

For citation: Krylov S.A., Druzhnov M.A., Sevalnev G.S., Novikov A.S., Egorov E.V. Influence of synthesis parametres on the structure formation in high-nitrogen corrosion-resistant steel. *Trudy VIAM*, 2026, no. 1 (155), pp. 30–40. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-30-40.

Введение

В мировой практике для изготовления прецизионных подшипников малых размеров (от нескольких миллиметров до сантиметров), а также для режущих инструментов активно применяют коррозионностойкие мартенситные стали [1]. Эти сплавы сочетают высокую твердость (≥ 58 HRC) и устойчивость к коррозии. Примером такого материала являются стали 95X18, 110X18 и их зарубежные аналоги марок 440C и 154CM [2–4].

В настоящее время актуальным является развитие технологии производства коррозионностойких мартенситных сталей со сверхравновесным содержанием азота. Азот в данных сталях действует аналогично углероду – увеличивает кратковременную прочность, но при этом сохраняет значение пластичности на уровне высоколегированных сталей, повышает коррозионную стойкость и способствует стабилизации структуры стали с получением однородной микроструктуры, содержащей дисперсные карбонитридные частицы размером до 10 мкм [5–7].

Ведущими странами по налаженному промышленному производству сталей со сверхравновесным содержанием азота являются США, Япония, Китай, Германия и Австрия. Высокоазотистые стали марок P800, P900, P2000 и Cronidur 30 используются для изготовления различных деталей и узлов, в том числе крепежа, подшипников, упругих элементов (пружин, рессор, датчиков) [8, 9].

Для получения таких сталей требуются специализированные методы металлургической обработки, например электрошлаковый переплав под давлением азота, обеспечивающий плотную беспористую структуру слитков. Эти технологии позволяют добиться высокой чистоты сплава и равномерного распределения азота [10–12].

Отечественным аналогом стали Cronidur 30 является разработанная в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ сталь ВНС78. Сталь обеспечивает высокие прочностные характеристики: предел прочности при растяжении 1900–2100 МПа, твердость 58–60 HRC; мелкозернистую структуру, содержащую дисперсные карбонитридные частицы размером до 3 мкм (в сталях типа 95X18 размер карбидов составляет 20–25 мкм) [13, 14].

Наравне с традиционными подходами к производству высокоазотистых сталей активно развиваются методы селективного лазерного сплавления (СЛС) для синтеза деталей как из высоколегированных, так и экономнолегированных сталей, но с высоким содержанием азота [15, 16]. Преимущества аддитивного подхода следующие: сокращение сроков производства – исключение трудоемких операций механической обработки, изготовление заготовок сложной формы с минимальными припусками под финишную обработку, получение уникальных свойств, недостижимых при традиционных методах (например, градиентная микроструктура) [17, 18]. Для производства подшипников из стали 30X15AMФ (ВНС78) перспективно использование СЛС, так как эта технология открывает новые возможности для авиационной и машиностроительной отраслей. Метод СЛС позволяет добиться оптимального баланса между механическими характеристиками и экономической эффективностью, с его помощью можно изготавливать сложнопрофильные подшипники с небольшим сроком изготовления конечного изделия.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования использовали высокоазотистую коррозионностойкую подшипниковую сталь системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N [1].

Металлографический анализ структур стали после упрочняющей термической обработки проводили на оптическом инвертированном микроскопе при увеличении

×500 и ×1000. Твердость HV_1 определяли по методу Виккерса с помощью твердомера при нагрузке 1 кг (10 Н) в соответствии с ГОСТ 2999–75. Твердость HRC определяли по методу Роквелла с помощью твердомера при нагрузке 150 кг (1500 Н) в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Испытания на статическое растяжение проводили на сервогидравлической разрывной машине в соответствии с ГОСТ 1497–2023 при скорости перемещения траверсы 5 мм/мин.

Испытания на ударный изгиб для определения ударной вязкости проводили на образцах с U-образным надрезом в соответствии с ГОСТ 9454–78.

Исследования триботехнических характеристик осуществляли в условиях сухого трения скольжения по схеме «шарик–диск» при линейной скорости перемещения образца относительно контртела ~0,18 м/с и нагрузке 10 Н с использованием трибометра. Контртелом являлся шарик диаметром 6 мм из хромистой стали ШХ15-ШД (аналог – сталь AISI 52100) твердостью 64 HRC. Для оценки пути трения до приработки ($L_{пр}$) использовали график кинетики изменения коэффициента сухого трения скольжения при фрикционном взаимодействии образца и контртела. Интенсивность изнашивания (W) рассчитывали по формуле [19]

$$W = \frac{ls}{PL} [\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})],$$

где l – длина окружности, мм; s – площадь поперечного сечения дорожки износа, мм^2 ; P – нагрузка, Н; L – путь трения, м.

Износ объема поверхности контртела ($\Delta V_{\text{шар}}$) рассчитывали по формуле

$$\Delta V_{\text{шар}} = \pi h^2 (r - 1/3h),$$

где $h = r - (r^2 - (d/2)^2)^{1/2}$; d – диаметр пятна износа, мм; r – радиус шарика, мм; h – толщина изношенного сегмента, мм.

Интенсивность изнашивания контртела ($W_{\text{контр}}$) рассчитывали по аналогичной формуле, что и для образца:

$$W_{\text{контр}} = \frac{\Delta V_{\text{шар}}}{PL}.$$

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

Результаты и обсуждение

Проведенные ранее эксперименты по применению СЛС высокоазотистой стали ВНС78 выявили ряд существенных технологических сложностей:

– потерю азота в процессе синтеза – при стандартных параметрах печати наблюдали снижение содержания азота на 15–25 % от исходного состава порошка, наиболее значительные потери происходили в поверхностных слоях образцов;

– образование дефектов структуры выражается повышенной пористостью (до 3–5 %) из-за газовыделения, неоднородностью распределения нитридных фаз, появлением хрупких участков в структуре и образованием карбонитридных сегрегаций;

– проблемы с механическими свойствами – снижение прочности и ухудшение трибологических свойств из-за изменения фазового состава и увеличения объемной доли пор.

Основные факторы, повлиявшие на неудовлетворительные результаты: печать в атмосфере вакуума, ограничения по мощности и фокусировке лазера, что приводит

к деазотации поверхностных слоев, а также термообработка данной стали в среде вакуума. Несмотря на первоначальные неудачи, современные исследования демонстрируют возможность решения выявленных проблем. Так, для достижения требуемых свойств необходимо проведение расширенных исследований, а именно – доработать режим СЛС с помощью отработки режима синтеза в атмосфере азота, а также подобрать упрочняющую термическую обработку, способствующую более полному растворению избыточных фаз и снижению степени охрупчивания, влияющую на формирование механических (в частности, прочностных) характеристик и интенсивность изнашивания. Данный способ позволит исключить негативное влияние формирования сегрегаций карбонитридов [20, 21].

При выполнении работ получили металлическую порошковую композицию исследуемой марки стали. Как и ранее в работе [22], процесс производства порошка осуществляли методом распыления расплава с использованием промышленного тигельного атомайзера. В результате проведенного гранулометрического анализа установлено, что полученный материал преимущественно (>86 % от общей массы) состоит из частиц размером 10–63 мкм, что соответствует целевой фракции (табл. 1).

Таблица 1

Гранулометрический состав порошка после распыления слитков, полученных методом открытой индукционной плавки

Гранулометрический состав порошка						
Средний размер частиц (параметр $D [4, 3]$), мкм	D_{10}	D_{50}	D_{90}	Содержание частиц, %		
	мкм			<10 мкм	10–63 мкм	>80 мкм
44,5	17,60	36,80	65,10	0,60	85,60	4,68

При проведении микроструктурных исследований порошкового материала выявлено, что частицы характеризуются однородным строением без признаков образования поверхностных нитридных пленок. Данные рентгенофазового анализа (рис. 1) свидетельствуют о «чистоте» поверхности гранул, на которой отсутствуют какие-либо нитридные соединения.

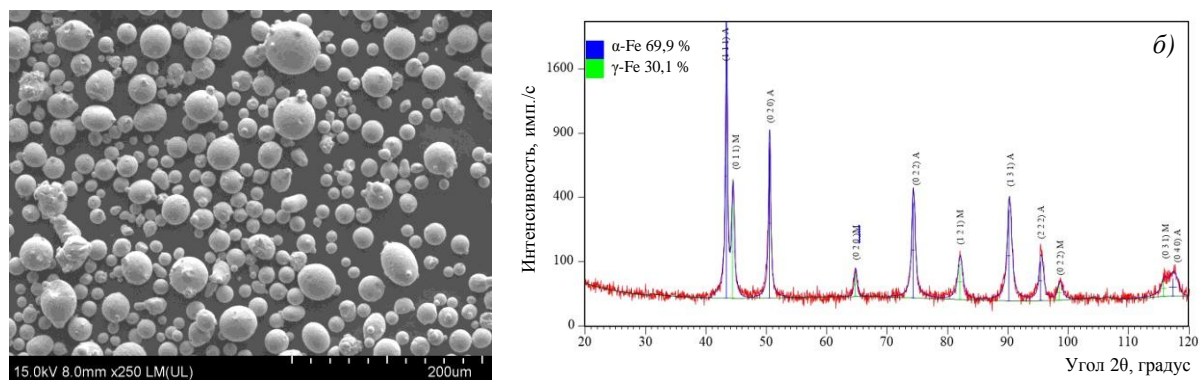


Рис. 1. Сферичные гранулы порошка (а) и дифрактограмма рентгеновских спектров излучения (б)

Такие структурные особенности порошка обеспечивают важное технологическое преимущество – при последующем синтезе полностью исключается возможность появления хрупких нитридных выделений вдоль границ зерен, что существенно улучшает механические свойства готовых изделий.

Далее для исследований синтезирована партия образцов металлических порошков на установке СЛС, оснащенной Yb:YAG оптоволоконным лазером с диодной накачкой мощностью 400 Вт и длиной волны 1069 нм с системой подогрева платформы до 200 °С и рабочим пространством зоны построения размером 250×250×280 мм. В качестве инертной среды использовали азот (высший сорт по ГОСТ 10157–79).

При СЛС высокоазотистых сталей основной задачей является удержание азота в металлической матрице, несмотря на высокотемпературное воздействие. Это достигается за счет комбинации металлургических принципов и технологических параметров печати. Азот в высокоазотистых сталях типа ВНС78 связывается с легирующими элементами (Cr, Mo, V), образуя термически стабильные нитриды и карбонитриды типа CrN и VN. Эти соединения не разлагаются даже при температурах, близких к точке плавления стали (1200–1400 °С), а также замедляют диффузию азота в расплаве, предотвращая его испарение.

Материал ВНС78 применительно к технологии СЛС является наиболее новым сплавом. Соответственно, для разработки технологии синтеза необходимо выполнить полный комплекс работ по отработке параметров экспонирования, отличающийся от ранее использованной технологии.

Основным параметром для процесса СЛС, определяющим количество энергии, передаваемое единице объема порошкового материала за время воздействия лазера, служит диапазон удельной объемной плотности подводимой энергии, который является интегральным дескриптором качества аддитивного процесса, связывая технологические параметры с качеством готового изделия.

Первичный выбор «энергетического окна» (диапазона удельной объемной плотности подводимой энергии) проводили, исходя из химического состава сплава ВНС78 при сравнении с режимами синтеза сталей разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Главная особенность сплава – высокая коррозионная стойкость, для достижения которой материал имеет относительно высокое содержание хрома и относительно небольшое содержание Мо и Ni, что означает относительно невысокую для него энергетику процесса СЛС. Сталь ВНС78 относится к мартенситному классу сталей. Соответственно, диапазон «энергетического окна» выбран, исходя из плотности энергии при синтезе аналогичных сталей, с небольшим запасом энергии для более углубленной отработки режима синтеза. Базовые параметры синтеза основного материала выбирали, исходя из средней мощности лазера (для предотвращения растрескивания при увеличении скорости кристаллизации). Из опыта работы с литейными сплавами межтрековое расстояние выбирали равным 0,07 и 0,05 мм, как величины, обеспечивающие переплав наиболее «слабой» части трека – осевой зоны, т. е. зоны схождения субструктурных составляющих. Остальные параметры выбирали, исходя из заданной удельной плотности энергии, рассчитываемой по формуле

$$E = \frac{P}{dVh},$$

где E – удельная плотность энергии, Дж/мм³; P – мощность лазера, Вт; d – межтрековое расстояние, мм; V – скорость перемещения лазера, мм/с; h – толщина слоя, мм.

На основании анализа сформирована сетка проведения эксперимента. Для выбора оптимального режима синтеза построена сетка режимов в направлении XY для отработки процесса по исследованию микроструктуры (рис. 2).

Исследование структуры образцов на определение отсутствия трещин и оценку пористости проводили на образцах размером 10×10×15 мм с использованием металлографического комплекса (рис. 3).



Рис. 2. Кубики, синтезированные по разработанной сетке режимов



Рис. 3. Отработка режимов синтеза стали марки ВНС78 с плотностью энергии ≤ 80 (а), ≤ 95 (б) и ≤ 105 Дж/мм³ (в)

На основании полученных данных построена диаграмма (рис. 4). На основании научно-технических литературных данных обнаруженные структурные дефекты будут оказывать существенное влияние на эксплуатационные характеристики материала, определяя его прочностные свойства и износостойкость, а присутствие пор и микротрещин способствует хрупкому характеру разрушения образцов. При этом в условиях контактного нагружения наблюдались процессы микрорезания поверхности, что существенно снижает ресурс деталей. Проведенные исследования демонстрируют критическую важность контроля структурного состояния материала для обеспечения требуемых механических свойств.

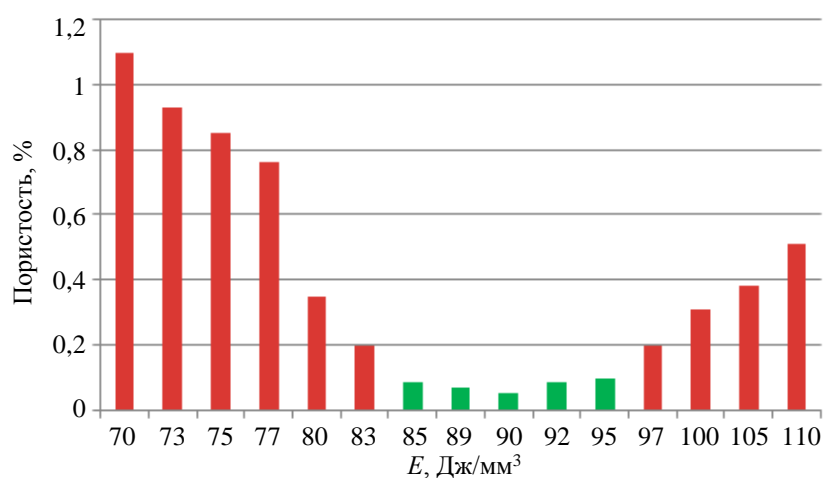


Рис. 4. Экспериментальные результаты зависимости пористости от удельной плотности энергии

Анализ экспериментальных данных выявил характерную зависимость пористости синтезированных образцов от величины удельной энергии. В диапазоне $E = 70\text{--}80$ Дж/мм³ наблюдается увеличение доли пор, что свидетельствует о недостаточном проплавлении материала. При дальнейшем росте энергетического воздействия фиксируется постепенное уменьшение пористости. Данный эффект объясняется следующими факторами:

- увеличением объема расплавленного порошка;
- продлением времени существования расплавленной зоны;
- улучшением заполнения пустот жидкой фазой.

В интервале $E = 85\text{--}95$ Дж/мм³ подтверждается ожидаемое снижение количества дефектов пористости. Однако при превышении порогового значения 95 Дж/мм³ возникают негативные явления: термическая перегрузка материала, ухудшение условий формирования слоев, интенсивное газовыделение (испарение азота) и образование новых поровых дефектов. Полученные результаты демонстрируют существование оптимального «энергетического окна» для обеспечения минимальной пористости в диапазоне 85–95 Дж/мм³.

Анализ пористости полученных образцов в плоскостях XU и вдоль оси Z показал значения в диапазоне 0,05–0,07 %, что можно считать отличным результатом, особенно учитывая отсутствие избыточного давления азотсодержащей газовой среды в рабочей камере.

После синтеза часть образцов, полученных при плотности энергии 85–95 Дж/мм³, передана для проведения горячего изостатического прессования (ГИП). Оценена пористость заготовок после синтеза и после ГИП. В образцах после ГИП пористость составила 0,05 %, как и в образцах после синтеза без применения ГИП. Трещины в структуре материала отсутствуют. Соответственно, испытания полученных материалов можно проводить без применения ГИП, т. е. только после применения соответствующей для данной стали термической обработки.

Термообработку синтезированных образцов проводили по новому режиму, отличному от стандартного режима для стали 30X15AMФ (ВНС78), который применяется для термообработки прутков, изготавливаемых методом вакуумной индукционной выплавки с последующим электрошлаковым переплавом и деформационной обработкой. С целью упрочнения структуры материала и предотвращения охрупчивания термообработку синтезированных образцов проводили в камерной электропечи, что в отличие от вакуумных печей исключает десорбцию атомов азота в атмосферу печи с поверхности металла из-за отсутствия высокого вакуума. Исходя из этого, можно сделать вывод, что, как в металлопорошковой композиции, так и в синтезированном образце после термической обработки достигается сверхравновесная концентрация азота.

На рис. 5 представлена микроструктура синтезированной стали 30X15AMФ (ВНС78), полученной при различных плотностях энергии с проведением полного цикла термообработки.



Рис. 5. Микроструктура после синтеза и термической обработки при плотности энергии ≤ 80 (а), ≤ 95 (б) и ≤ 105 Дж/мм³ (в)

Для подтверждения эксплуатационных характеристик материала синтезированы образцы, предназначенные для комплексного исследования механических свойств. После проведения термообработки получены следующие результаты механических испытаний (табл. 2).

Таблица 2

**Результаты механических испытаний синтезированных образцов
из стали марки 30X15AMФ (ВНС78)**

Свойства	Значения свойств для образцов, полученных по технологиям	
	традиционной	аддитивной
Ударная вязкость, Дж/см ²	5	5
Твердость HV	660±15	665±12
Твердость HRC	58±1	58±1
Предел прочности при растяжении, МПа	1800–2100	1915
Интенсивность изнашивания $W \cdot 10^5$, мм ³ /(Н·м)	5,4	3,4

Правильно подобранные параметры синтеза, а также последующая термообработка позволили получить довольно высокие свойства синтезированной стали марки 30X15AMФ (ВНС78), по сравнению с деформированным материалом. По всем характеристикам (твердость, прочность, ударная вязкость) синтезированный материал не уступает деформированному, а по некоторым показателям (например, интенсивность изнашивания) даже превосходит его в несколько раз.

Заключения

В современном машиностроении активно внедряются аддитивные технологии для производства деталей сложной геометрической формы, где качество изделий напрямую зависит от точной настройки технологических параметров. Особый интерес представляют высокоазотистые стали, сочетающие высокую прочность и коррозионную стойкость, которые успешно применяются при изготовлении тяжело нагруженных подшипников качения специальных конструкций.

Технология СЛС открывает новые возможности для производства сложнопрофильных изделий. Однако применение высокоазотистых сталей в аддитивных процессах сопряжено с технологическими сложностями, связанными с сохранением азота в синтезируемых деталях.

В данной работе установлено, что недостаточная энергия приводит к неполному спеканию материала и открытой пористости, избыточная энергия вызывает газовыделение азота и образование замкнутых пор, поэтому оптимальный диапазон удельной плотности энергии крайне узок и составил 85–95 Дж/мм³.

Механические характеристики образцов, полученных методом аддитивного производства с последующей термической обработкой, демонстрируют полное соответствие аналогичным показателям изделий, изготовленных традиционными металлургическими методами. Это свидетельствует о возможности частичного замещения традиционных технологических процессов аддитивным производством при изготовлении ответственных деталей.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

2. Теплостойкая подшипниковая сталь: пат. 2447183 Рос. Федерация; заявл. 05.04.11; опубл. 10.04.12.
3. Высокопрочная коррозионно-стойкая сталь: пат. 2724766 Рос. Федерация; заявл. 23.05.19; опубл. 25.06.20.
4. Ahmed N., Barsoum I., Haidemenopoulos G., Al-Rub R.A. Process parameter selection and optimization of laser powder bed fusion for 316L stainless steel: A review // *Journal of Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 75. P. 415–434.
5. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. *Металлургия под давлением*. София: Проф. Марин Дринов, 1995. 272 с.
6. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature // *Materials science forum*. Trans Tech Publications Ltd, 1999. Vol. 318. P. 443–448.
7. Lukin E.I., Ashmarin A.A., Bannykh I.O. et al. Effect of the Reduction during Cold Rolling on the Phase Composition, Texture, and Residual Stresses in 20Kh15AN3MD2 Steel // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2023. Vol. 2023. No. 11. P. 1598–1605.
8. Дегтярев С.А., Леонтьев М.К., Попов В.В. К определению податливости «беличьего колеса» в опорах роторов авиационных газотурбинных двигателей // *Вестник СГАУ им. академика С.П. Королева (НИУ)*. 2014. № 4 (46). С. 52–60.
9. Белоусов А.И., Балякин В.Б., Новиков Д.К. Теория и проектирование гидродинамических демпферов опор роторов / под ред. А.И. Белоусова. Самара: СНЦ РАН, 2002. 335 с.
10. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media, 1999. 364 p.
11. Агбалян С.Г., Симонян В.А. Обзор особенностей, методов производства и перспектив использования мартенситно-старееющих сталей // *Международный научно-исследовательский журнал*. 2022. № 8. С. 1–12.
12. Tavaresa S.S.M., Abreub H.F.G., Netoc J.M. et al. A thermomagnetic study of the martensite-austenite phase transition in the maraging 350 steel // *Journal of Alloys and Compounds*. 2003. Vol. 358. P. 152–156.
13. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В.И., Леонов А.В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 11 (105). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.10.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
14. Перкас М.Д. Структура, свойства и области применения высокопрочных мартенситно-старееющих сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1985. № 5. С. 23–33.
15. Бакрадзе М.М., Вознесенская Н.М., Леонов А.В., Крылов С.А., Тоньшева О.А. Разработка и исследование высокопрочной коррозионно-стойкой стали для деталей подшипников // *Металлург*. 2019. № 11. С. 39–44.
16. Cronidur 30 Stainless Steel // PASU (Progressivealloy). URL: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (дата обращения: 24.10.2024).
17. Севальнев Г.С. Бериллийсодержащие стали – перспективный материал с высоким уровнем физико-механических свойств // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). С. 15–29. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.10.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
18. Pei Y.T., de Hosson J.T.M. Functionally graded materials produced by laser cladding // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. P. 2617–2624.
19. Севальнев Г.С., Нефедкин Д.Ю., Дульнев К.В., Скорикова М.А. Исследование характеристик мартенситостареющей стали при триботехническом нагружении // *Труды ВИАМ*. 2024. № 10 (140). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.
20. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. № 62 (3). С. 173–187. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-173-187.

21. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Стали, легированные азотом // Известия вузов. Черная металлургия. 2005. № 10. С. 36–46.
22. Богачев И.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.

References

1. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
2. *Heat-resistant bearing steel*: pat. 2447183 Rus. Federation; appl. 05.04.11; publ. 10.04.12.
3. *High-strength corrosion-resistant steel*: pat. 2724766 Rus. Federation; appl. 23.05.19; publ. 25.06.20.
4. Ahmed N., Barsoum I., Haidemenopoulos G., Al-Rub R.A. Process parameter selection and optimization of laser powder bed fusion for 316L stainless steel: A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, vol. 75, pp. 415–434.
5. Rashev Ts.V. *High-nitrogen steels*. *Pressure metallurgy*. Sofia: Prof. Marin Drinov, 1995, 272 p.
6. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature. *Materials science forum*, 1999, vol. 318, pp. 443–448.
7. Lukin E.I., Ashmarin A.A., Bannykh I.O. et al. Effect of the Reduction during Cold Rolling on the Phase Composition, Texture, and Residual Stresses in 20Kh15AN3MD2 Steel. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2023, vol. 2023, no. 11, pp. 1598–1605.
8. Degtyarev S.A., Leontyev M.K., Popov V.V. To determine the compliance of the «squirrel wheel» in the rotor supports of aircraft gas turbine engines. *Vestnik SGAU im. akademika S.P. Koroleva (NIU)*, 2014, no. 4 (46), pp. 52–60.
9. Belousov A.I., Balyakin V.B., Novikov D.K. *Theory and design of hydrodynamic dampers for rotor supports*. Ed. A.I. Belousov. Samara: SNTs RAS, 2002, 335 p.
10. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications*. Springer Science & Business Media, 1999, 364 p.
11. Agbalyan S.G., Simonyan V.A. Review of features, production methods and prospects for the use of maraging steels. *Mezhdunarodnyy nauchno-issledovatel'skiy zhurnal*, 2022, no. 8, pp. 1–12.
12. Tavaresa S.S.M., Abreub H.F.G., Netoc J.M. et al. A thermomagnetic study of the martensite-austenite phase transition in the maraging 350 steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, vol. 358, pp. 152–156.
13. Korobova E.N., Sevalnev G.S., Gromov V.I., Leonov A.V. Steels for the manufacture of roller bearings for special purposes (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 11 (105), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 24, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
14. Perkas M.D. Structure, properties and areas of application of high-strength maraging steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1985, no. 5, pp. 23–33.
15. 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.
16. Cronidur 30 Stainless Steel. Available at: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (accessed: October 24, 2024).
17. Sevalnev G.S. Beryllium-containing steels – perspective material with a high level of physical and mechanical properties. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 15–29. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 24, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
18. Pei Y.T., de Hosson J.T.M. Functionally graded materials produced by laser cladding. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, pp. 2617–2624.

19. Sevalnev G.S., Nefedkin D.Yu., Dulnev K.V., Skorikova M.A. Study of the characteristics of maraging steel under tribotechnical loading. *Trudy VIAM*, 2024, no. 10 (140), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 22, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.
20. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Nitrogen and high-nitrogen steels. Industrial technologies and properties. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*, 2019, no. 62 (3), pp. 173–187. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-173-187.
21. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Nitrogen-alloyed steels. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*, 2005, no. 10, pp. 36–46.
22. Bogachev I.A., Sulyanova E.A., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Microstructure and properties investigations of Fe–Cr–Ni stainless steel obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.

Информация об авторах

Крылов Сергей Алексеевич, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дружнов Максим Александрович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Новиков Антон Сергеевич, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Sergey A. Krylov, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Maksim A. Druzhnov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Anton S. Novikov, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgeniy V. Egorov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.07.2025.

The article was submitted 05.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 16.07.2025.