

Научная статья

УДК 669.15:621.9.048.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-3-15

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ  
КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ,  
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**Г.С. Севальнев<sup>1</sup>, М.А. Дружнов<sup>1</sup>, А.В. Леонов<sup>1</sup>, А.С. Новиков<sup>1</sup>, Е.Г. Лаврик<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Филиал публичного акционерного общества «ОДК-Сатурн» – Омское Моторостроительное конструкторское бюро, Омск, Россия; omkb@omkb.uec-saturn.ru

**Аннотация.** Исследованы изменение концентрации азота, формирование структуры и свойств металлопорошковой композиции и синтезированных образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали. Установлено, что обеспечение сверхравновесной концентрации азота в химическом составе стали возможно как на этапе изготовления слитка, так и при получении металлопорошковой композиции и синтезе образцов. Формируемые сегрегации карбонитридов в полученных образцах способствуют снижению механических и триботехнических характеристик.

**Ключевые слова:** подшипниковая сталь, высокоазотистая сталь, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, микроструктура, механические и триботехнические свойства

**Для цитирования:** Севальнев Г.С., Дружнов М.А., Леонов А.В., Новиков А.С., Лаврик Е.Г. Структура и свойства образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-3-15.

Scientific article

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-NITROGEN  
CORROSION-RESISTANT BEARING STEEL SAMPLES  
OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING**G.S. Sevalnev<sup>1</sup>, M.A. Druzhnov<sup>1</sup>, A.V. Leonov<sup>1</sup>, A.S. Novikov<sup>1</sup>, E.G. Lavrik<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Branch of Public Joint Stock Company «ODK-Saturn» – Omsk Engine Design Bureau, Omsk, Russia; omkb@omkb.uec-saturn.ru

**Abstract.** Change in nitrogen concentration, formation of the structure and properties of the metal-powder composition and 3D-printed samples of high-nitrogen corrosion-resistant bearing steel was studied. It is established that providing a super-equilibrium nitrogen concentration in the chemical composition of steel is possible both at the stage of obtaining an ingot and during the production of a metal-powder composition and 3D-printing of samples. The formed segregations of carbonitrides in the obtained samples contribute to a decrease in mechanical and tribotechnical characteristics.

**Keywords:** bearing steel, high nitrogen steel, additive technologies, selective laser melting, microstructure, mechanical and tribotechnical properties

**For citation:** Sevalnev G.S., Druzhnov M.A., Leonov A.V., Novikov A.S., Lavrik E.G. Structure and properties of high-nitrogen corrosion-resistant bearing steel samples obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-3-15.

### **Введение**

Одними из самых востребованных изделий в различных направлениях машиностроительной отрасли являются подшипники качения и скольжения, которые в большинстве случаев изготавливают из комплекснолегированных сталей [1–3]. Для тяжело нагруженных высокоскоростных роторных систем преимущественно используют шариковые подшипники качения, обеспечивающие высокие технические характеристики всей системы [4–6]. В современных конструкциях авиационных газотурбинных двигателей и других тяжело нагруженных изделиях широкое распространение получили упруго-демпферные опоры качения со сложнопрофильной конструкцией типа «беличье колесо» [7, 8]. Изготовление такой конструкции опоры качения является трудоемким процессом при использовании традиционных технологий, включающих выплавку (плавление), горячую деформацию и термическую обработку, ввиду чего открываются перспективы для внедрения аддитивных технологий в данном направлении.

В настоящее время для изготовления шарикоподшипников наиболее распространенными материалами с точки зрения экономической эффективности, технологичности производства и уровня свойств являются высокопрочные подшипниковые стали [3]. В зависимости от условий эксплуатации шарикоподшипники изготавливают из высокоуглеродистых подшипниковых сталей типа ШХ15, ШХ4СГ, AISI 52100; теплоустойчивых сталей типа ЭИ347, ВКС241, М50; цементуемых сталей типа М50NiL; коррозионностойких высокоуглеродистых сталей типа 95X18, 110X18M, AISI 440В, AISI 440С; высокоазотистых сталей типа ВНС-78, Cronidur 30, XD15NW [3, 9–16].

Высокоазотистые коррозионностойкие подшипниковые стали по сравнению с высокоуглеродистыми коррозионностойкими сталями могут обеспечить более высокий уровень механических и триботехнических характеристик за счет совместного легирования твердого раствора углеродом и азотом, а также за счет формирования мелкодисперсной структуры мартенсита с карбонитридами [13, 17–22]. Однако получение высокоазотистых сталей связано с рядом технологических особенностей, в частности с необходимостью применения специализированного оборудования для выплавки и переплава под давлением азота для получения бездефектных слитков с высоким (больше равновесного) содержанием азота. Данные особенности в свою очередь накладывают ограничение на получение крупногабаритных полуфабрикатов из высокоазотистых сталей.

Одним из направлений преодоления данных ограничений являются порошковая металлургия и получение изделий с применением аддитивных технологий. Использование аддитивных технологий при изготовлении деталей и изделий с требуемыми геометрическими размерами из различных марок сталей обеспечивает экономическую эффективность производства в связи с сокращением количества операций технологического процесса, повышением коэффициента использования металла, а также получение высокого уровня механических характеристик конечного изделия [23–26].

В соответствии с законом Сивертса [27] и закономерностями обеспечения высоких концентраций азота [28], при расплавлении азотсодержащих шихтовых заготовок в тигле атомайзера без избыточного давления азота будет проходить процесс деазотирования, в результате чего при распылении концентрация азота, превышающая возможное равновесное содержание при нормальных условиях, может не достигаться. Однако получение конечных изделий из высокоазотистых сталей методами аддитивных технологий позволит обеспечить высокий уровень физико-механических и триботехнических характеристик, в связи с чем исследования в данном направлении обладают высокой степенью актуальности. В рамках данной работы проведены исследования металлопорошковой композиции, а также структуры и свойств образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали, полученных методом селективного лазерного сплавления.

### Материалы и методы

В качестве объекта исследования использовали высокоазотистую коррозионно-стойкую подшипниковую сталь системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N [10]. Для получения шихтовых заготовок с различной концентрацией азота проводили следующие процессы:

- вакуумное индукционное плавление (ВИП);
- открытое индукционное плавление (ОИП);
- вакуумное индукционное плавление с последующим электрошлаковым переплавом под давлением азота (ВИП + ЭШПД).

При ОИП и ЭШПД азот вводили с применением азотированного феррохрома ФХН10 (фракция с размером гранул от 1 до 2 мм).

Металлопорошковую композицию высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N изготавливали на промышленном тигельном атомизере. Распыление расплава в атомизере проводили при избыточном давлении азота 50 ат (5 МПа).

Гранулометрический состав изготовленных партий металлопорошковой композиции определяли по ГОСТ 8.777–2011 методом дифракции лазерного излучения в жидкости на лазерном анализаторе частиц.

Образцы из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали синтезировали в среде азота на аддитивной установке, оснащенной YLR-волоконным лазером мощностью 400 Вт. Сплавление металлопорошковой композиции проводили в среде молекулярного газообразного азота.

Металлографический анализ структур и пористости стали после упрочняющей термической обработки проводили на оптическом инвертированном микроскопе при увеличении  $\times 500$  и  $\times 1000$ . Твердость  $HV_1$  определяли по методу Виккерса с помощью твердомера при нагрузке 1 кг (10 Н) в соответствии с ГОСТ 2999–75, твердость HRC – по методу Роквелла с помощью твердомера при нагрузке 150 кг 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 осуществляли на образцах с U-образным надрезом в соответствии с ГОСТ 9454–78.

Триботехнические характеристики исследовали в условиях сухого трения скольжения по схеме «шарик–диск» при линейной скорости перемещения образца относительно контртела  $\sim 0,18$  м/с и нагрузке 10 Н с использованием трибометра. Контртелом являлся шарик диаметром 6 мм из хромистой стали ШХ15-ШД (аналог стали AISI 52100) твердостью 64 HRC. Интенсивность изнашивания  $W$  ( $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$ ) рассчитывали по формуле [29]

$$W = \frac{ls}{PL},$$

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

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

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

где  $h = r - \sqrt{r^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2}$ ;  $d$  – диаметр пятна износа, мм;  $r$  – радиус шарика, мм;  $h$  – толщина изношенного сегмента, мм.

Интенсивность изнашивания контртела  $W_{\text{контр}}$  рассчитывали по формуле, аналогичной формуле 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

Для расчета предела растворимости в соответствии с работой [25] используется зависимость

$$\lg[N] = \lg \sqrt{P_{N_2}} - \frac{664}{T} - 0,999 - (\lg f_N^{(X)} + \lg f_N^{(N)}),$$

где  $[N]$  – растворимость азота в зависимости от давления, температуры и химического состава, % (по массе);  $P_{N_2}$  – избыточное давление азота, МПа;  $T$  – температура технологического процесса, К;  $f_N^{(X)}$  – коэффициент активности азота при содержании легирующих элементов, повышающих растворимость азота в железной матрице;  $f_N^{(N)}$  – коэффициент активности азота при взаимодействии «азот–азот» в железной матрице.

По результатам расчета растворимости азота для высокоазотистой коррозионно-стойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N установлено, что равновесная растворимость для серии химических составов составляет 0,14–0,15 % (по массе).

Для получения образцов, синтезированных из исследуемой стали, проведено распыление расплава на промышленном тигельном атомизере. Получена металлопорошковая композиция целевой фракции размером 10–63 мкм. По результатам исследования гранулометрического состава содержание целевой фракции превысило 86 % от общей массы порошка (табл. 1).

Таблица 1

**Гранулометрический состав порошка после распыления слитков, полученных методами вакуумного индукционного плавления (ВИП), открытого индукционного плавления (ОИП), вакуумного индукционного плавления с последующим электрошлаковым переплавом под давлением азота (ВИП + ЭШПД)**

Метод получения образца	Средний размер частиц (параметр D[4,3])	D <sub>10</sub>	D <sub>50</sub>	D <sub>90</sub>	Содержание частиц, %, размером, мкм		
					<10	10–63	>80
					мкм		
ВИП	43,60	18,80	37,60	65,50	0,74	87,21	3,51
ОИП	43,70	18,70	39,50	66,80	0,50	86,10	3,68
ВИП + ЭШПД	41,75	18,40	38,40	66,90	0,56	87,66	4,13

Основной проблемой получения металлопорошковой композиции и синтезированных образцов из азотсодержащих и высокоазотистых сталей является отсутствие факторов сдерживания процесса деазотирования. При получении металлопорошковой композиции в атомизере присутствуют этапы, способствующие реализации как деазотирования, так и азотирования:

– при расплавлении стали в тигле происходит деазотирование, так как давление азота над расплавом составляет всего 1 ат (0,1 МПа), что является критически низким для торможения диффузионных процессов;

– в ходе распыления расплава под избыточным давлением азота 50 ат (5 МПа) при получении сферических гранул происходит процесс азотирования.

Для исследования изменения концентрации азота проведен химический анализ на этапах выплавки и распыления. По результатам анализа (рис. 1) выявлено следующее:

– в процессе распыления расплава, полученного из слитка с низкой концентрацией азота, происходит процесс азотирования – концентрация азота увеличивается в 3 раза: с 0,05 % (по массе) до предельной растворимости 0,15 % (по массе) для данного химического состава;

– при распылении расплава из слитка с предельной равновесной концентрацией 0,15 % (по массе) также происходит процесс азотирования – концентрация азота увеличивается на 13 % и составляет 0,17 % (по массе);

– при высоких концентрациях азота (выше равновесного содержания при нормальных условиях выплавки) происходит активный процесс деазотирования – концентрация азота уменьшается на 42 %: с 0,31 до 0,18 % (по массе);

– для случаев ОИП и ЭШПД получена концентрация азота выше равновесной на 13–20 %.

Поскольку для ВИП сверхравновесная концентрация азота не достигнута, а ЭШПД включает большое количество дополнительных операций, для дальнейших исследований изменения концентрации азота, процессов структурообразования, формирования механических и триботехнических свойств выбрана ОИП.

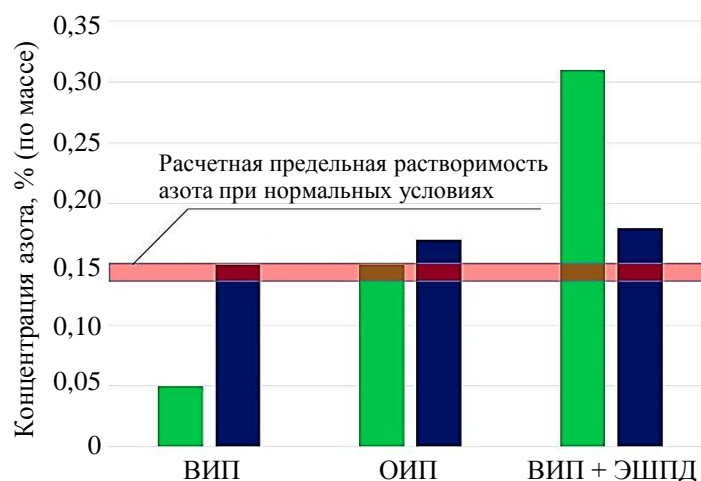


Рис. 1. Концентрация азота в слитке (■) и металлопорошковой композиции (■) после вакуумного индукционного плавления (ВИП), открытого индукционного плавления (ОИП) и вакуумного индукционного плавления с электрошлаковым переплавом под давлением азота (ВИП + ЭШПД)

Анализ полученного порошка позволил установить равномерное формирование структуры без образования нитридной «корки» на поверхности гранул (рис. 2). Рентгенофазовый анализ (рис. 3, а) и электронная микроскопия (рис. 3, б–г) также подтвердили отсутствие нитридной фазы на поверхности гранул, что при синтезе образцов позволит избежать образования охрупчивающей нитридной сетки по границам зерен.

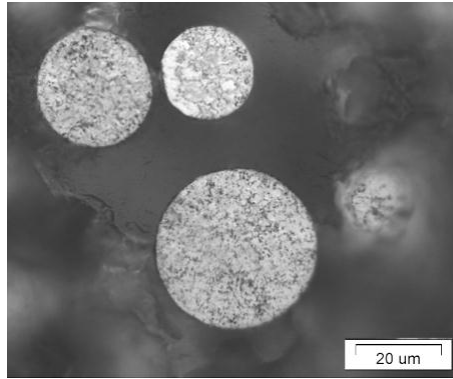


Рис. 2. Микроструктура гранул металлопорошковой композиции из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N после атомизации

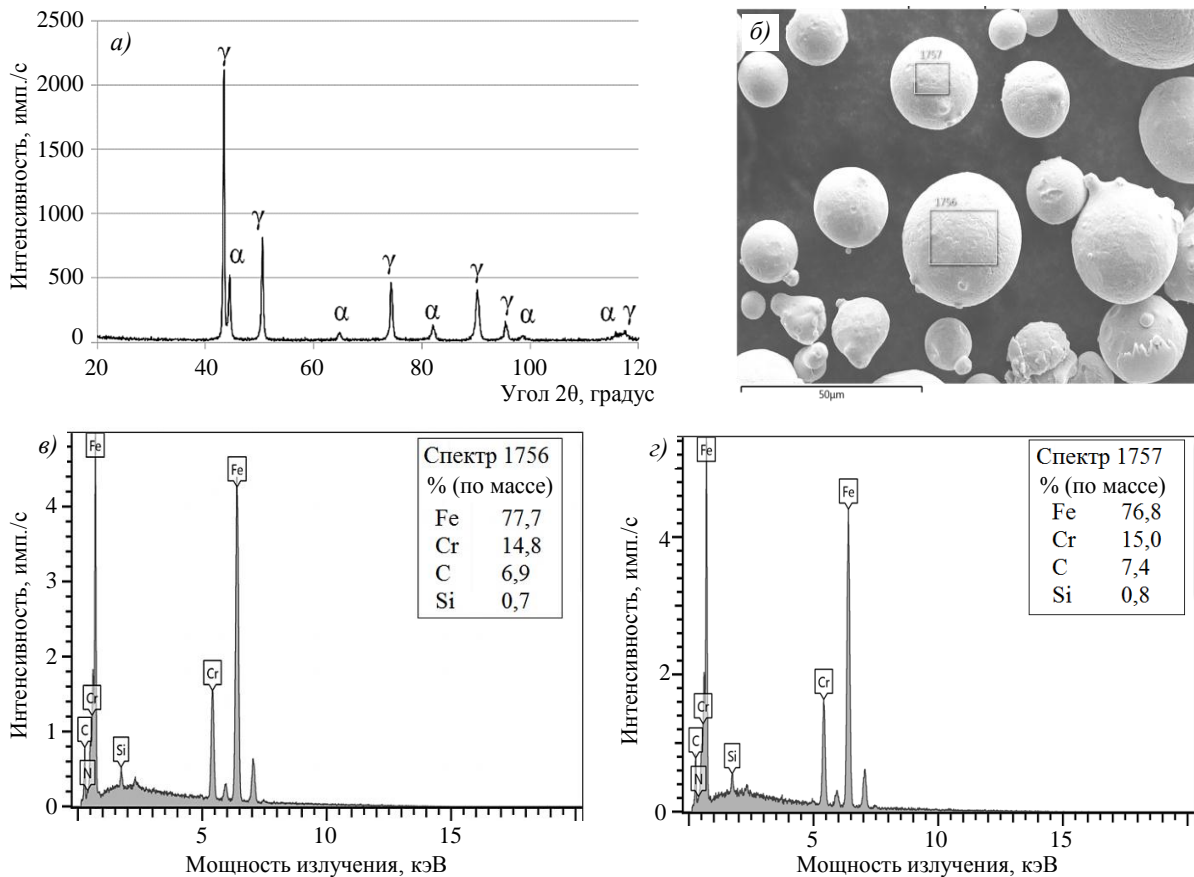


Рис. 3. Дифрактограмма металлопорошковой композиции (МПК) (а), внешний вид гранул (б) и энергодисперсионные спектры характеристического рентгеновского излучения поверхности МПК (в, г) из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N

Для получения синтезированных образцов на аддитивной установке использованы режимы, отработанные на коррозионностойких сталях аналогичного химического состава. Пористость образцов (рис. 4) после синтеза вдоль плоскости  $XU$  и вдоль оси  $Z$  составила от 0,05 до 0,07 %. Это является положительным результатом с учетом того, что в рабочей камере отсутствует избыточное давление азотсодержащей атмосферы.

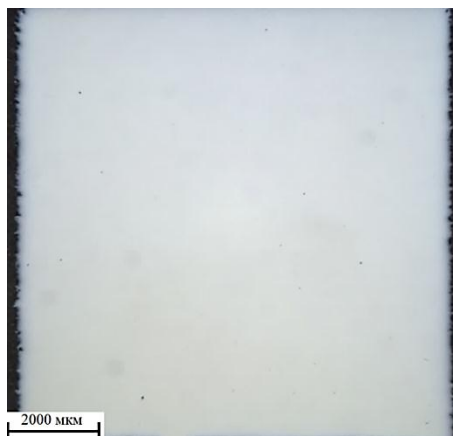


Рис. 4. Пористость образца из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N после синтеза

Анализ изменения концентрации азота на всех этапах технологического процесса (рис. 5) позволил установить, что как в металлопорошковой композиции, так и в синтезированном образце достигается сверхравновесная концентрация азота.



Рис. 5. Изменение концентрации азота в высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N на различных этапах (МПК – металлопорошковая композиция)

Для оценки возможности применения селективного лазерного сплавления с целью получения конечного изделия вдоль оси  $Z$  синтезированы образцы для определения уровня свойств и сравнения с традиционными технологиями (выплавка + горячая деформация). Для обеспечения уровня характеристик и работоспособности до температуры 400 °С для данной стали применяется упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и последующего старения, в результате которой образуются упрочняющие карбонитридные фазы и снижается доля аустенитной составляющей. Результаты исследований приведены в табл. 2.

**Характеристики образцов после термической обработки, полученных по традиционной технологии (выплавка + горячая деформация) и методом селективного лазерного сплавления**

Характеристика	Значения характеристик для образцов, полученных методом	
	традиционным (выплавка + горячая деформация)	селективного лазерного сплавления
Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	5	5
Твердость HV <sub>1</sub>	660±15	665±12
Твердость HRC	58±1	58±1
Предел прочности, МПа	2100	1480–1560
Интенсивность изнашивания $W \cdot 10^5$ , мм <sup>3</sup> /(Н·м)	5,4	6,8
Интенсивность изнашивания контртела из стали ШХ15-ШД $W_{\text{контр}} \cdot 10^5$ , мм <sup>3</sup> /(Н·м)	1,92	3,27

После упрочняющей термической обработки микроструктура синтезированных образцов, как и образцов, полученных по традиционной технологии, включает скрытокристаллический мартенсит, остаточный аустенит и карбонитриды (рис. 6). Такая обработка и распределение карбонитридов приводят к охрупчиванию стали.

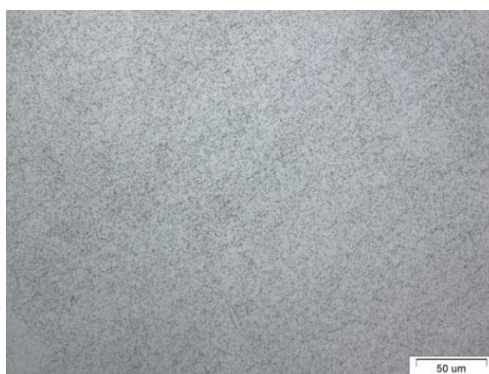


Рис. 6. Микроструктура образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N после синтеза и термической обработки

Как видно из данных табл. 2, образцы после селективного лазерного сплавления уступают по пределу прочности и интенсивности изнашивания образцам, полученным по традиционной технологии. Анализ диаграммы растяжения показывает, что образцы претерпевают нагрузку лишь в упругой зоне с дальнейшим разрушением (рис. 7, а). Анализ микроструктуры и фрактографический анализ (рис. 7, б–г) показали, что в структуре формируются сегрегации карбонитридной фазы, которые в свою очередь предположительно приводят к формированию микротрещин (указаны белыми стрелками на рис. 7, в, г). Кроме того, происходит микровыкрашивание при фрикционном взаимодействии в условиях сухого трения скольжения, о чем также свидетельствуют более высокие значения износа контртела из стали ШХ15-ШД.

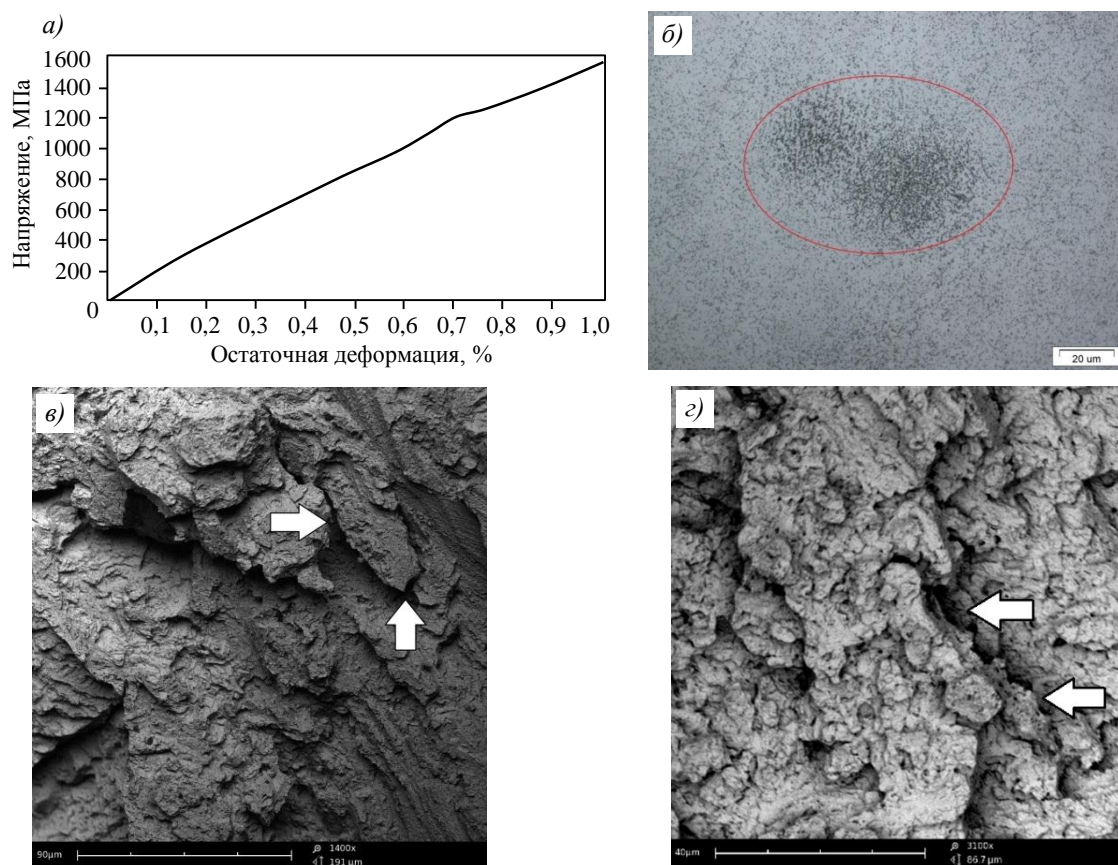


Рис. 7. Диаграмма растяжения (а), сегрегация карбонитридов в микроструктуре (б) и микротрещины в изломах после испытаний (в, г) образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления

Для исключения образования данных сегрегаций в дальнейшем будут доработаны режимы селективного лазерного сплавления, а также подобрана упрочняющая термическая обработка, способствующая более полному растворению избыточных фаз и снижению степени охрупчивания, что позволит исключить негативное влияние формирования данных сегрегаций.

### Заключения

Применение аддитивных технологий для изготовления сложнопрофильных деталей без использования крепежных элементов занимает лидирующие позиции в современном машиностроении. Качество изделий, получаемых методами аддитивных технологий, во многом связано с отработкой параметров технологического процесса, а формируемый уровень свойств – с механизмами структурообразования.

Высокоазотистые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали обладают уникальным комплексом механических и триботехнических характеристик, необходимых для изготовления тяжело нагруженных подшипников качения. Сложнопрофильные подшипники качения типа «беличье колесо» могут эффективно изготавливаться с применением аддитивных технологий, в частности селективного лазерного сплавления. Однако использование высокоазотистых сталей в аддитивных технологиях ввиду особенности получения высоких концентраций азота связано с рядом технологических проблем, в частности с процессом деазотирования при получении металлопорошковой композиции и синтезе образцов.

В рамках данной работы установлено:

– при низкой или близкой к предельной растворимости при нормальных условиях концентрации азота в слитке в процессе атомизации под избыточным давлением азота 50 ат (5 МПа) происходит процесс азотирования, в результате получают металлопорошковую композицию с повышенным содержанием азота;

– на поверхности гранул из металлопорошковой композиции в процессе атомизации поверхностная «корка» из нитридной фазы не образуется;

– пористость синтезированных образцов составляет 0,05–0,07 %;

– достижение сверхравновесной концентрации азота в металлопорошковой композиции позволяет сохранить сверхравновесную концентрацию в образцах после синтеза. Данное утверждение является первичной оценкой и требует проведения дополнительных исследований;

– твердость и ударная вязкость образцов после синтеза и термической обработки соответствуют характеристикам образцов, полученных по традиционной технологии. Недостижение соответствующих значений предела прочности и интенсивности изнашивания может быть связано с образованием охрупчивающих сегрегаций карбонитридов, способствующих появлению микротрещин при механическом нагружении.

*Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).*

### Список источников

1. Севальнев Г.С. Бериллийсодержащие стали – перспективный материал с высоким уровнем физико-механических свойств // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.10.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
2. 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.
3. 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). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.10.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
4. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
5. Спришевский А.И. Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1968. 632 с.
6. Пинегин С.В. Опоры качения в машинах. М: Изд-во АН СССР, 1961. 150 с.
7. Дегтярев С.А., Леонтьев М.К., Попов В.В. К определению податливости «беличьего колеса» в опорах роторов авиационных газотурбинных двигателей // *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королева (национального исследовательского университета)*. 2014. № 4 (46). С. 52–60.
8. 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.
9. Теплостойкая подшипниковая сталь: пат. 2447183 Рос. Федерация; заявл. 05.04.2011; опубл. 10.04.2012.
10. Высокопрочная коррозионностойкая сталь: пат. 2724766 Рос. Федерация; заявл. 23.05.2019; опубл. 25.06.2020.
11. Rabitsch R., Koch F., Würzinger P. M50 (AMS 6191) and M50NiL (AMS 6278) High-Performance VIM-VAR Melted Bearing Steels for the Aviation Industry // *Proceedings of the 2005 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*. Sata Fe (New Mexico): ASTM International, 2005. Vol. 5. P. 57–64.

12. Ooi S., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex Hardening of steels for Aeroengine Bearings // *ISIJ International*. 2012. Vol. 52. No. 11. P. 1927–1934.
13. Бакрадзе М.М., Вознесенская Н.М., Леонов А.В., Крылов С.А., Тонышева О.А. Разработка и исследование высокопрочной коррозионностойкой стали для деталей подшипников // *Металлург*. 2019. № 11. С. 39–44.
14. Cronidur 30 Stainless Steel // PASU (Progressivealloy). URL: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (дата обращения: 24.10.2024).
15. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30 // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 1999. Vol. 30. P. 605–611.
16. Berns H., Ebert F.-J., Zoch H.-W. The new low nitrogen steel LNS – a material for advanced aircraft engine and aerospace bearing applications // *Bearing steels: into the 21-st century* / eds. J.J.C Нoo, W.B. Green. American Society for Testing Material, 1998. 440 p.
17. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2019. № 62 (3). С. 173–187. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-173-187.
18. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Стали, легированные азотом // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2005. № 10. С. 36–46.
19. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Проф. Марин Дринов, 1995. 272 с.
20. 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.
21. 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.
22. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study // *Steel research*. 1996. Vol. 67. No. 8. P. 343–349.
23. Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel // *Journal of Materials Processing Technology*. 2017. Vol. 249. P. 255–263.
24. 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). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
25. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting: Materials and applications // *Applied physics reviews*. 2015. Vol. 2. No. 4. P. 041101.
26. Pei Y.T., de Hosson J.T.M. Functionally graded materials produced by laser cladding // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. P. 2617–2624.
27. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media, 1999. 364 p.
28. Siwka J., Hutny A. An universal formula for the calculation of nitrogen solubility in liquid nitrogen-alloyed steels // *Metalurgija*. 2009. Vol. 48. No. 1. P. 23–27.
29. Севальнев Г.С., Нефедкин Д.Ю., Дульнев К.В., Скорикова М.А. Исследование характеристик мартенситостареющей стали при триботехническом нагружении // *Труды ВИАМ*. 2024. № 10 (140). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.

#### References

1. 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), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 24, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.

2. 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.
3. 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), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 24, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
4. Spektor A.G., Zelbet B.M., Kiseleva S.A. *Structure and properties bearing staly*. Moscow: Metallurgist, 1980, 264 p.
5. Sprishevsky A.I. *Swing bearings*. Moscow: Mashinostroenie, 1968, 632 p.
6. Pinegin S.V. *Swing support in machines*. Moscow: Academy of Sciences of the USSR, 1961, 150 p.
7. Degtyarev S.A., Leontev M.K., Popov V.V. To pliability definition «squirrel wheel» in support of rotors of aviation gasturbine engines. *The messenger of the Samara state space university of academician S.P. Koroleva (national research university)*, 2014, no. 4 (46), pp. 52–60.
8. Belousov A.I., Balyakin V.B., Novikov D.K. *Theory and design of hydrodynamic dampers of support of rotors*. Samara, 2002, 335 p.
9. *Heat-resistant bearing steel*: pat. 2447183 Rus. Federation; appl. 05.04.11; publ. 10.04.12.
10. *High-strength corrosion-resistant steel*: pat. 2724766 Rus. Federation; appl. 23.05.19; publ. 25.06.20.
11. Rabitsch R., Koch F., Würzinger P. M50 (AMS 6191) and M50NiL (AMS 6278) High-Performance VIM-VAR Melted Bearing Steels for the Aviation Industry. *Proceedings of the 2005 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*. Sata Fe (New Mexico): ASTM International, 2005, vol. 5, pp. 57–64.
12. Ooi S., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex Hardening of steels for Aeroengine Bearings. *ISIJ International*, 2012, vol. 52, no. 11, pp. 1927–1934.
13. Bakradze M.M., Voznesenskaya N.M., Leonov A.V., Krylov S.A., Tonysheva S.A. Development and research of high-strength corrosion-resistant steel for details of bearings. *Metallurgist*, 2019, no. 11, pp. 39–44.
14. *Cronidur 30 Stainless Steel*. Available at: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (accessed: October 24, 2024).
15. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 1999, vol. 30, pp. 605–611.
16. Berns H., Ebert F.-J., Zoch H.-W. The new low nitrogen steel LNS – a material for advanced aircraft engine and aerospace bearing applications. *Bearing steels: into the 21-st century*. Eds. J.J.C Hoo, W.B. Green. American Society for Testing Material, 1998, 440 p.
17. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Nitrogenous and high-nitrogen became. Industrial technologies and properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2019, no. 62 (3), pp. 173–187. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-173-187.
18. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. The steels, alloyed by nitrogen. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2005, no. 10, pp. 36–46.
19. Rashev Ts.V. *High nitrogen steels. Metallurgy under pressure*. Sofia: prof. Marin Drinov, 1995, 272 p.
20. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature. *Materials science forum*. Trans. Tech. Publications Ltd, 1999, vol. 318, pp. 443–448.
21. 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.
22. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study. *Steel research*, 1996, vol. 67, no. 8, pp. 343–349.
23. Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 249, pp. 255–263.

24. 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), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
25. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied physics reviews*, 2015, vol. 2, no. 4, p. 041101.
26. Pei Y.T., de Hosson J.T.M. Functionally graded materials produced by laser cladding. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, pp. 2617–2624.
27. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications*. Springer Science & Business Media, 1999, 364 p.
28. Siwka J., Hutny A. An universal formula for the calculation of nitrogen solubility in liquid nitrogen-alloyed steels. *Metalurgija*, 2009, vol. 48, no. 1, pp. 23–27.
29. 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), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 22, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.

#### *Информация об авторах*

**Севальнев Герман Сергеевич**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Дружнов Максим Александрович**, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Леонов Александр Владимирович**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Новиков Антон Сергеевич**, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Лаврик Евгений Геннадьевич**, главный металлург, Филиал ПАО «ОДК-Сатурн» – ОМКБ, [omkb@omkb.uec-saturn.ru](mailto:omkb@omkb.uec-saturn.ru)

#### *Information about the authors*

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

**Maksim A. Druzhnov**, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

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

**Anton S. Novikov**, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Evgeniy G. Lavrik**, Chief Metallurgist, Branch of PJSC «ODK-Saturn» – Omsk Engine Design Bureau, [omkb@omkb.uec-saturn.ru](mailto:omkb@omkb.uec-saturn.ru)

Статья поступила в редакцию 12.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.04.2025.

The article was submitted 12.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.04.2025.