

УДК 669.1 : 620.1

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-70-80>

Научная статья

Research article



Особенности структуры и механические свойства стали ПР-03Н18К9М5ТЮ, полученной методом селективного лазерного сплавления в сочетании с постобработкой

А.О. Каясова, Ф.А. Басков, Т.А. Лобова, Е.А. Левашов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

✉ Анастасия Олеговна Каясова (NKayasova@gmail.com)

Аннотация: Методом селективного лазерного сплавления (СЛС) в среде азота был получен материал из стали марки ПР-03Н18К9М5ТЮ (аналог ЧС4). Изучено влияние горячего изостатического прессования (ГИП) и термообработки (ТО) – закалки (З) и старения (С) – на структуру и физико-механические свойства (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) СЛС-материала. Для анализа влияния постобработки (ГИП + ТО) на прочностные характеристики проведены испытания на разрыв. Проанализировано изменение остаточной пористости в результате различных режимов постобработки. Установлено повышение прочностных и пластических характеристик материала с наименьшей концентрацией структурных дефектов и минимальной остаточной пористостью. Исследованы микроструктура и изменения, происходящие в материале под влиянием различных технологических режимов термообработки. Мелкозернистая однородная структура, полученная при сочетании СЛС с ГИП и ТО, обеспечивает оптимальные показатели прочностных и пластических свойств материала. Прирост механических свойств обусловлен дисперсным упрочнением в результате выделения избыточной фазы Ni_3Ti . Фрактографический анализ образцов показал, что в результате постобработки разрушение материала происходит по вязко-ямочному механизму путем среза и отрыва с образованием изломов смешанного типа. Изломы образцов, с наилучшими показателями механических свойств, характеризуются однородной поверхностью вязкого внутрещеренного разрушения с выраженными признаками пластической деформации. Методом измерительного индентирования определены твердость (H), модуль упругости (E) и степень упругого восстановления. Значения твердости и модуля упругости возрастают от $H = 4,6$ ГПа и $E = 194$ ГПа для образца в состоянии ГИП до $H = 8,5$ ГПа, $E = 256$ ГПа для образца после ГИП + З + С.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, мартенситно-стареющая сталь, горячее изостатическое прессование, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.

Благодарность: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (проект № 0718-2020-0034).

Для цитирования: Каясова А.О., Басков Ф.А., Лобова Т.А., Левашов Е.А. Особенности структуры и механические свойства стали ПР-03Н18К9М5ТЮ, полученной методом селективного лазерного сплавления в сочетании с постобработкой. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2024;30(1):70–80. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-70-80>

Structure and mechanical properties of PR-03N18K9M5TYu steel grade fabricated by selective laser melting and post-processing

A.O. Kayasova, F.A. Baskov, T.A. Lobova, E.A. Levashov

National University of Science and Technology “MISIS”

4 Bld. 1 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

✉ Anastasiya O. Kayasova (NKayasova@gmail.com)

Abstract: We fabricate samples of PR-03N18K9M5TYu steel (equivalent to ChS4) using selective laser melting (SLM) in a nitrogen atmosphere. Our research focused on the influence of hot isostatic pressing (HIP) combined with heat treatment (HT), specifically hardening and aging, on the steel's structure and its physical and mechanical properties (σ_{ucs} , σ_{ys} , δ , ψ). Through tensile testing, we evaluated the impact of post-

processing treatments (HIP followed by HT) on the material's strength. We also assessed how different post-processing protocols affected residual porosity. Our findings indicate that samples exhibiting the highest strength and plastic properties correspond to those with the least structural defects and minimal residual porosity. In-depth microstructural analysis revealed that the optimal structure—a fine-grained, homogeneous configuration—is achieved via the combined application of SLM, HIP, and subsequent HT. The improvement in mechanical properties can be primarily attributed to the dispersed hardening effect, which is a consequence of the precipitation of the superfluous Ni_3Ti phase. Fractographic examination revealed that the post-processing leads to a ductile and dimple fracture, occurring through mechanisms of shearing and detachment, giving rise to mixed-type fractures. The samples that displayed superior mechanical properties were characterized by a homogenous ductile intergranular fracture surface with clear evidence of plastic deformation. We measured the hardness (H), modulus of elasticity (E), and elastic recovery via indentation methods. The post-processing treatments notably enhanced material hardness and elastic modulus, with an increase from $H = 4.6$ GPa and $E = 194$ GPa in the sample post-HIP to $H = 8.5$ GPa and $E = 256$ GPa following HIP coupled with hardening and aging.

Keywords: selective laser melting, maraging steel, hot isostatic pressing, heat treatment, microstructure, mechanical properties.

Acknowledgments: The work was carried out with financial support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of a state assignment (project No. 0718-2020-0034).

For citation: Kayasova A.O., Baskov F.A., Lobova T.A., Levashov E.A. Structure and mechanical properties of PR-03N18K9M5TYu steel grade fabricated by selective laser melting and post-processing. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2024;30(1):70–80. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-70-80>

Введение

Порошковые мартенситно-стареющие стали (МСС) относятся к высокопрочному классу сталей с незначительным содержанием углерода. Легирование элементами, замещающими углерод (такими, как никель, молибден, кобальт), позволяет повысить уровень механических свойств материала. Высокая прочность МСС обусловлена выделением упрочняющих интерметаллидных фаз. Важнейшим преимуществом МСС перед другими классами материалов является сопротивление хрупкому разрушению [1–4].

МСС обладают высокой технологичностью по сравнению со сталями других классов. Для них характерны неограниченная прокаливаемость, хорошая свариваемость, высокая пластичность, отсутствие трещинообразования при охлаждении, простота процесса упрочняющей термической обработки (ТО), представляющей собой операцию закалки с последующим старением, отсутствие коробления при ТО, а также исключено обезуглероживание после закалки, приводящее к потере прочностных характеристик и изнашиванию. МСС отлично обрабатываются резанием.

Высокие технологические свойства позволяют использовать данные материалы для изготовления ответственных изделий, когда требуются одновременно высокая прочность, пластичность, вязкость разрушения.

Порошок МСС обладает низкой отражательной способностью и хорошей свариваемостью, что дает возможность применять его в технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) [5; 6]. Внедрение технологии СЛС в производственный процесс позволяет за один технологический цикл

изготовить изделия сложной формы, которые затруднительно получить с помощью традиционных технологий.

Поскольку при СЛС происходит неполное сплавление частиц, то характерными его последствиями являются структурные дефекты, остаточная пористость, микротрещины, приводящие к снижению механических и эксплуатационных свойств изделий. В этой связи крайне важно проводить постобработку СЛС-заготовок с использованием горячего изостатического прессования и последующей термообработки [7–11].

В работе [12] из МСС состава $\text{FeCo}_{15}\text{Cr}_{14}\text{Ni}_4\text{Mo}_3$ методом СЛС были получены образцы, проанализированы структура и механические свойства стали в исходном состоянии и после старения. В оптимизированных условиях старения была получена СЛС-сталь с пределом прочности при растяжении 1484 ± 6 МПа и пределом текучести 1376 ± 4 МПа.

В работе [13] была исследована МСС с высоким содержанием молибдена — 15 %. Сталь подвергали старению при температуре $t = 530$ °С для инициации дисперсионного упрочнения. Анализ показал, что до и после старения фазовый состав стали сохранял мартенситную структуру. Старение способствовало твердорастворному превращению с выделением избыточной фазы в виде наноразмерных дисперсных частиц Fe_2Mo . МСС продемонстрировала исключительные механические свойства: предел прочности достигал 1978 ± 38 МПа, а относительное удлинение составило 7,36 %.

Прочность данного класса сталей можно повысить путем термообработки при $t = 480\text{--}500$ °С

в течение нескольких часов. В зависимости от системы легирования при старении внутри мартенситной матрицы могут выделяться упрочняющие фазы Ni_3Mo , Ni_3Ti , Ni_3Al , Fe_2Mo , которые блокируют движение дислокаций по механизму Орована [14]. За счет послойного сплавления материала при СЛС сталь подвергается циклическому повторному нагреву. Это приводит к дисперсионному твердению материала [15]. Было показано, что ТО улучшает механические свойства стали и необходимые свойства можно получить подбором соответствующих режимов ТО. Например, в работе [16] проанализировали влияние старения при $t = 490^\circ\text{C}$ продолжительностью $\tau = 6$ ч и закалки после выдержки при $t = 840^\circ\text{C}$ ($\tau = 1$ ч) на микроструктуру и механические свойства стали 18Н300. По сравнению с образцами, подвергшимися старению после СЛС, после закалки + старения они имели более высокую прочность и твердость, но меньшее удлинение при разрыве.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния постобработки, а именно горячего изостатического прессования (ГИП) и ТО, на структуру и физико-механические свойства (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) СЛС-материала из стали ПР-03Н18К9М5ТЮ (аналог ЧС4).

Методика исследований

Для изготовления образцов методом СЛС был использован стальной порошок марки ПР-03Н18К9М5ТЮ производства АО «Полема» (г. Тула), химический состав которого был следующим, мас. %:

Fe.....основа	C.....0,02
Mo.....5,02	Al.....0,15
N.....18,2	O.....0,017
Ti.....0,99	N.....0,003
Co.....8,99	

Размер гранул порошка находился в интервале 10–63 мкм, при этом квантили распределения составляли $d_{10} = 18,6$ мкм, $d_{50} = 43,2$ мкм, $d_{90} = 72,9$ мкм, насыпная плотность — $4,378$ г/см³. В порошке присутствуют частицы неправильной формы размером до 65 мкм, на отдельных гранулах наблюдаются сателлиты (рис. 1, а, б). Микроструктура представлена мелкими дендритами. Важно, что закрытые газовые микропоры не обнаружены (рис. 1, в).

Селективное лазерное сплавление проводилось на установке «Concept Laser M2» (Германия) в

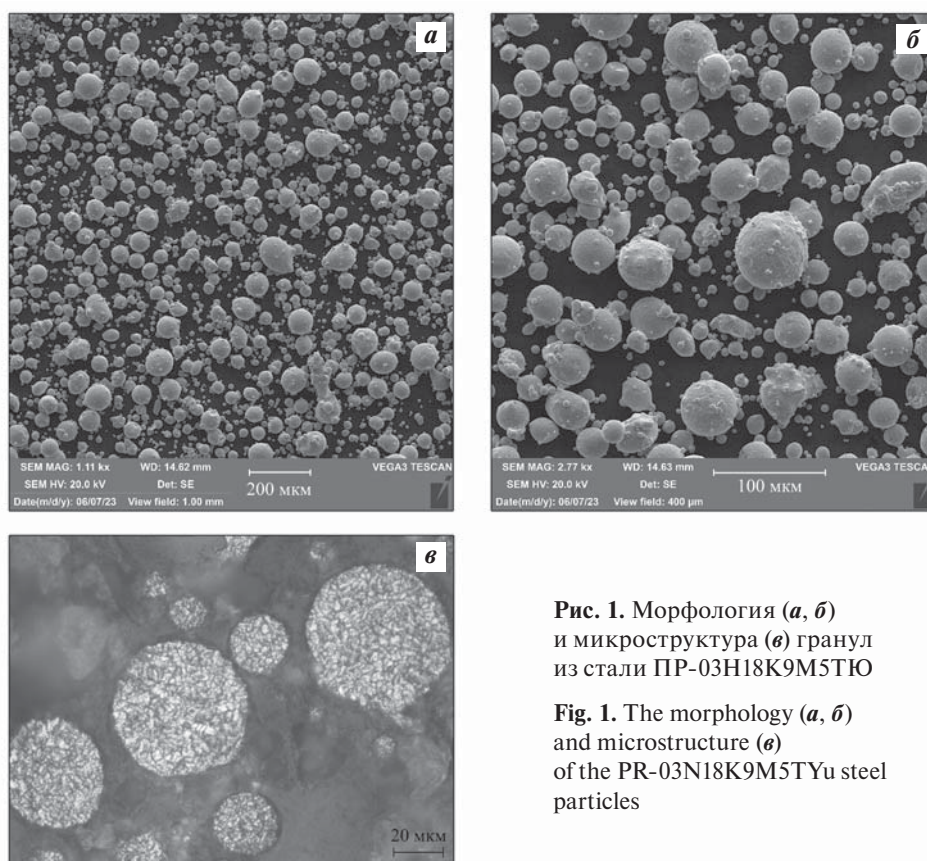


Рис. 1. Морфология (а, б) и микроструктура (в) гранул из стали ПР-03Н18К9М5ТЮ

Fig. 1. The morphology (a, b) and microstructure (c) of the PR-03N18K9M5TYu steel particles

среде азота. Образцы синтезировались в положениях 0° , 45° , 90° относительно платформы построения при следующих технологических параметрах процесса: толщина сплавляемого слоя — 30 мкм, мощность лазера — 180 Вт, скорость сканирования — 600 мм/с. Контроль внутренних дефектов и оценку пористости синтезированного материала осуществляли при помощи компьютерной томографии в системе XTH450 LC (Япония).

СЛС-образцы подвергались ГИП на установке ABRA HIRP 10/26-200-2000 (Швеция) по четырем режимам: ГИП1, ГИП2, ГИП3 и ГИП4. С переходом режимов ГИП происходило увеличение температуры. Режимы ГИП представляли собой нагрев в интервале температур $920\text{—}1140^\circ\text{C}$ с выдержкой в течение 2 ч при постоянном давлении. Термическая обработка проводилась в камерной электропечи в среде аргона и включала закалку (З) на воздухе с последующим старением (С) по режимам, представленным в работах [7; 14].

Для оценки механических свойств из заготовок вырезали цилиндрические образцы для испытаний на растяжение (по ГОСТ 1497-84, тип IV, № 8). Испытания проводили на установке «Shimadzu 100kN» (Япония), на которой определяли условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности (σ_b), относительное удлинение (δ) и относительное сужение (ψ).

Твердость, модуль упругости и степень упругого восстановления оценивали методом измерительного индентирования с помощью нанотвердомера «Nano-Hardness Tester» (CSM Instruments, Швейцария) при нагрузке на индентор Берковича

20 мН. Обсчет кривых «нагружение — снятие нагрузки» проводился по методу Оливера—Фарра. Фрактографический анализ изломов выполнен на сканирующем электронном микроскопе «Vega 3» (Tescan, Чехия). Структуру изучали методами сканирующей (СЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии на приборах S-3400 (Hitachi, Япония) и JEM-2100 (JEOL, Япония) соответственно. Ламели для ПЭМ получали с помощью механического утонения и последующего ионно-лучевого травления на установке PIPS II (Gatan, США). Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на приборе «Phaser D2» (Bruker, США) в CuK_α -излучении. Энергодисперсионную спектроскопию осуществляли с использованием приставки «NORAN X-ray System 7» (ThermoFisher Scientific, США) к электронному микроскопу S-3400N.

Результаты исследований

Внешний вид СЛС-образцов на платформе построения представлен на рис. 2. Компьютерная томография показала отсутствие в образцах таких внутренних дефектов, как несплошности и трещины (рис. 3).

Для оценки влияния ГИП были проведены механические испытания на растяжение и анализ пористости СЛС-образцов. Установлено, что в состоянии СЛС образцы имели пористость на уровне 0,6 %, условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности (σ_b), относительное удлинение (δ) и относительное сужение (ψ) составили 1098 МПа, 1323 МПа, 12,6 % и 42,7 % соответственно.

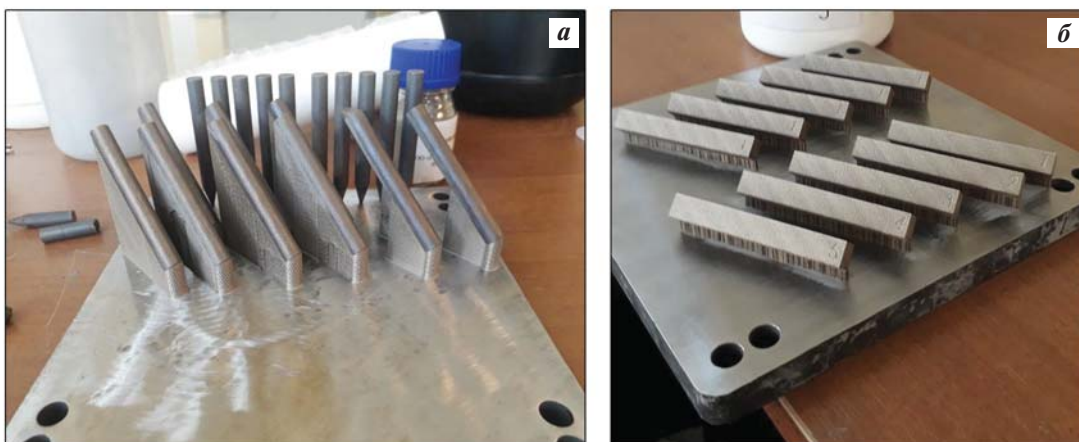


Рис. 2. Расположение СЛС-образцов из стали PR-03N18K9M5TYu на платформе построения
а — положение 45° и 90° ; б — положение 0°

Fig. 2. The SLM samples fabricated from the PR-03N18K9M5TYu steel grade on the build table
а — 45° and 90° ; б — 0°

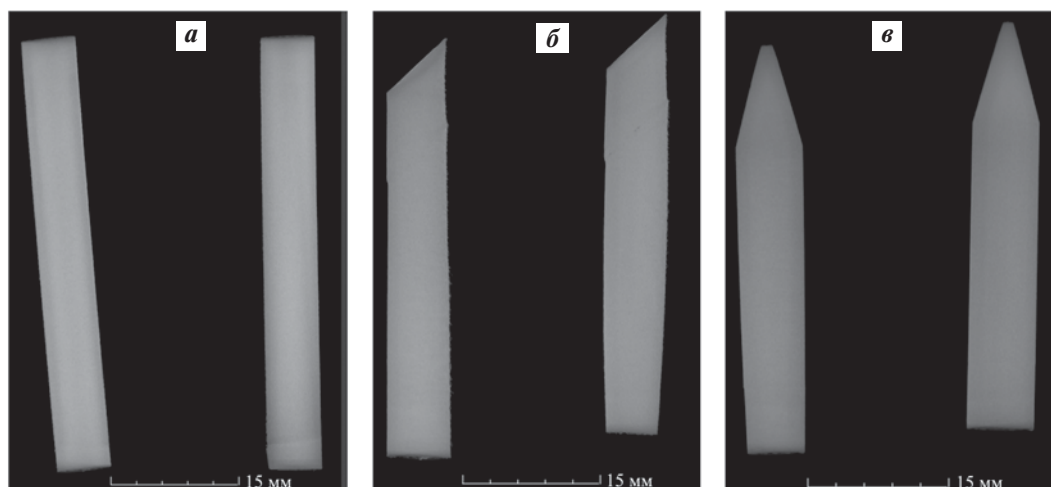


Рис. 3. Компьютерная томография СЛС-образцов из стали ПР-03Н18К9М5ТЮ

a – 0°; *б* – 45°; *в* – 90°

Fig. 3. CT image of the SLM samples

a – 0°; *б* – 45°; *в* – 90°

Горячая изостатическая обработка позволила снизить остаточную пористость с 0,6 до 0,37 % (режим ГИП1), до 0,2 % (ГИП2), до 0,1 % (ГИП3), 0,46 % (ГИП4), а сочетание ГИП + ТО (3 + С) обеспечило заметный прирост значений $\sigma_{0,2}$ и σ_B :

- ГИП1 + 3 + С — на 25 % (1335 МПа) и 18 % (1534 МПа) соответственно;
- ГИП2 + 3 + С — на 26 % (1389 МПа) и 20 % (1590 МПа) соответственно;
- ГИП3 + 3 + С — на 46 % (1603 МПа) и 35 % (1790 МПа) соответственно;
- ГИП4 + 3 + С — на 30 % (1430 МПа) и 24 % (1630 МПа) соответственно.

Таким образом, в результате постобработки за счет снижения концентрации структурных дефектов и остаточной пористости происходит увеличение прочностных и пластических свойств материала. Сочетание ГИП, закалки и старения обеспечивает оптимальные показатели прочности и пластичности.

На рис. 4 представлены деформационные кривые при одноосном растяжении образцов, синтезированных в положениях 0°, 45°, 90°, подвергшихся разным режимам постобработки. Из диаграммы разрушений видно, что образцы обладают высоким показателем пластических и прочностных свойств, а также характеризуются равномерным участком пластической деформации. На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что постобработка по режиму ГИП3 + 3 + С

обеспечивает наилучшее сочетание пластических и прочностных свойств.

Влияние термообработки можно проследить и на кривых наноиндентирования (рис. 5, таблица). Видно, что значения твердости (H) и модуля упругости (E) возрастают от $H = 4,6$ ГПа и $E = 195$ ГПа для образца в состоянии ГИП до значений $H = 8,5$ ГПа, $E = 256$ ГПа для образца ГИП + 3 + С.

Характер изломов и микромеханизм разрушения образцов показаны на рис. 6. Типичным является разрушение по вязко-ямочному механизму путем среза и отрыва с образованием изломов смешанного типа. На поверхности некоторых изломов обнаружены поры размером до 50 мкм.

У образца в состоянии ГИП1 + 3 + С излом неоднородный, видны области как хрупкого, так и вязкого разрушений, а также микропоры. Для вязкого излома характерно наличие участков с развитым микрорельефом, представленным ямками и гребнями. Излом образца в состоянии ГИП3 + 3 + С характеризуется однородной поверхностью вязкого внутрезеренного разрушения с выраженными признаками пластической деформации. Микрорельеф состоит из равноосных ямок размером 5–10 мкм, и в отличие от образца в состоянии ГИП1 + 3 + С в нем отсутствуют элементы хрупкого разрушения.

Анализ микроструктуры показал, что образцы в состоянии СЛС + ГИП + ТО имеют высокую структурную однородность (рис. 7). Типичная для СЛС-образцов субзеренная структура отсутствует,

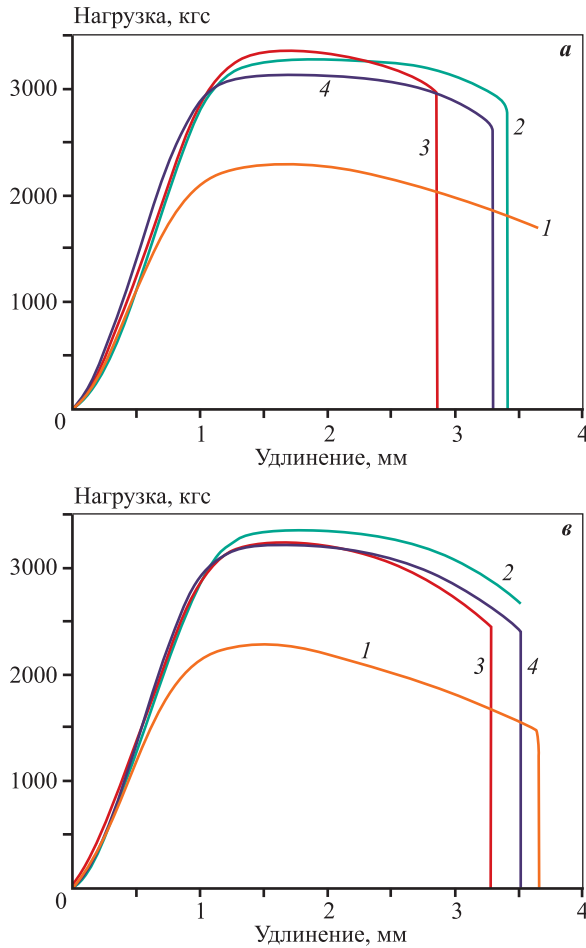


Рис. 4. Деформационные кривые при одноосном растяжении образцов

a – 0°, *b* – 45°, *v* – 90°

1 – ГИП1 + 3 + С; 2 – ГИП2 + 3 + С;
3 – ГИП3 + 3 + С; 4 – ГИП4 + 3 + С

Fig. 4. Uniaxial tensile strain curves

a – 0°, *b* – 45°, *v* – 90°

1 – HIP1 + H + A; 2 – HIP2 + H + A;
3 – HIP3 + H + A; 4 – HIP4 + H + A

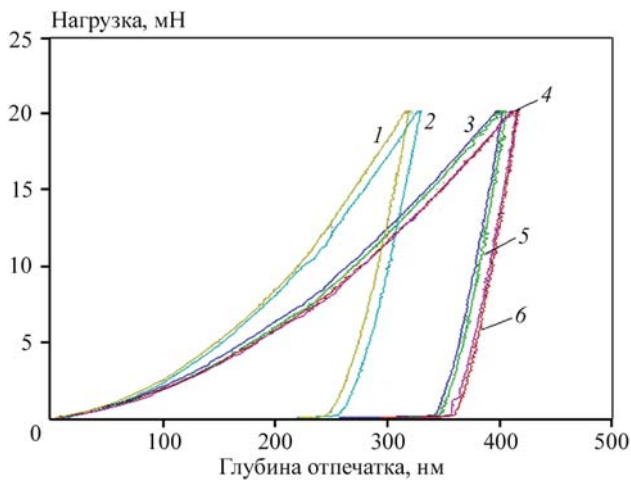


Рис. 5. Кривые «нагружение – снятие нагрузки» для образцов в различных состояниях

1 – ГИП1 + 3 + С; 2 – ГИП3 + 3 + С; 3 – ГИП1; 4 – ГИП4;
5 – ГИП2; 6 – ГИП3

Fig. 5. Loading/unloading curves of samples subjected to various post-processing treatments

1 – HIP1 + H + A; 2 – HIP3 + H + A; 3 – HIP1; 4 – HIP4;
5 – HIP2; 6 – HIP3

Значения твердости (*H*), модуля упругости (*E*) и глубины отпечатка (*h_p*)

Hardness (*H*), modulus of elasticity (*E*), and indent depth (*h_p*)

Состояние образца	<i>H</i> , ГПа	<i>E</i> , ГПа	<i>h_p</i> , нм
ГИП1	5,1	209	340
ГИП2	4,8	203	342
ГИП3	4,6	195	357
ГИП4	4,7	196	350
ГИП1 + 3 + С	8,0	240	245
ГИП3 + 3 + С	8,5	256	256

что свидетельствует о завершении процесса рекристаллизации зерен при постобработке. Прирост механических свойств обусловлен дисперсным упрочнением в результате выделения избыточной фазы Ni₃Ti (рис. 7, *d*), что соответствует данным [7; 17–25].

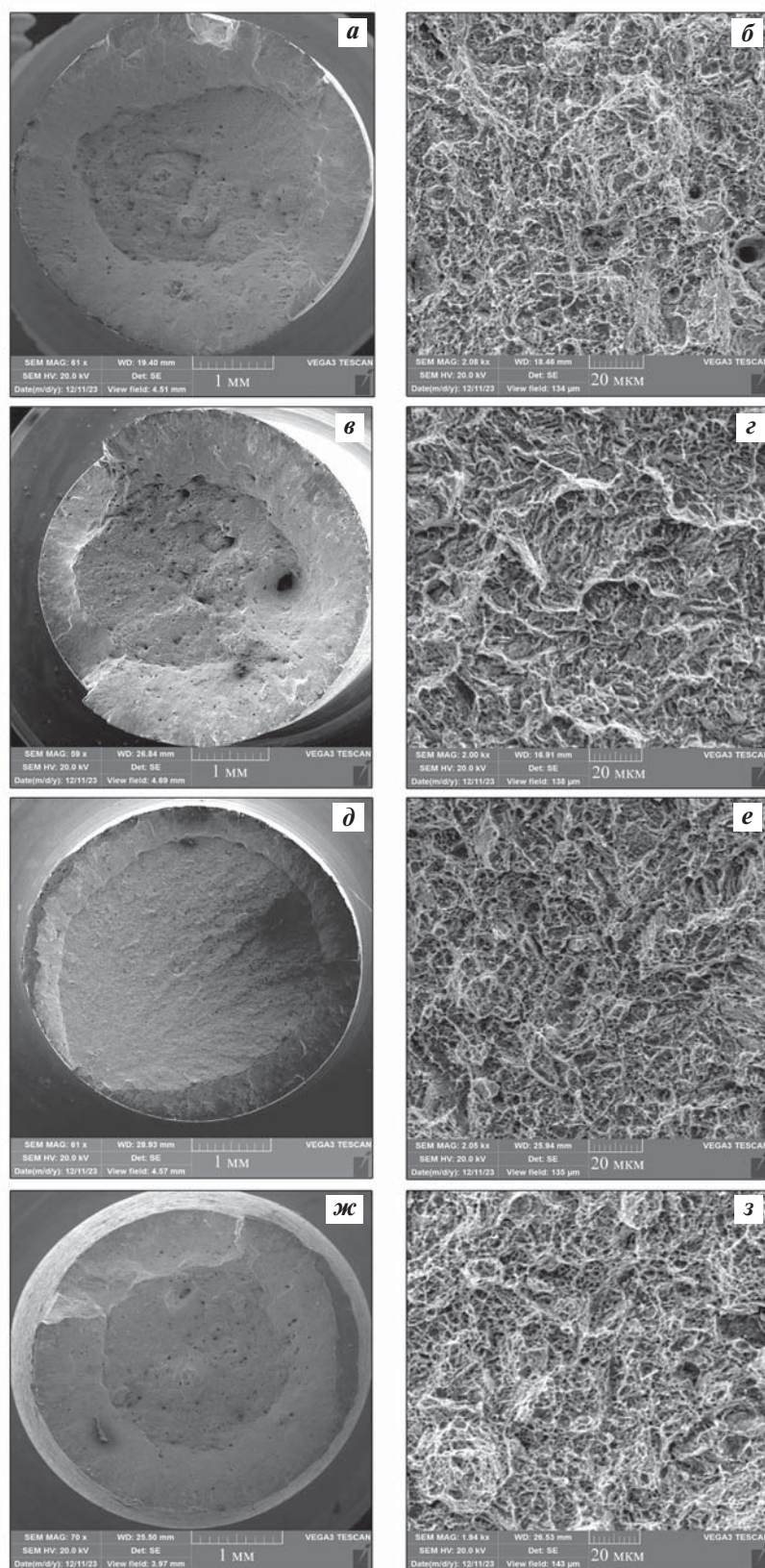


Рис. 6. Образцы в состояниях ГИП1 + 3 + С (а, б), ГИП2 + 3 + С (в, з), ГИП3 + 3 + С (д, е), ГИП4 + 3 + С (ж, з)
а, в, д, ж – внешний вид излома образца; б, з, е, з – рельеф поверхности излома

Fig. 6. Samples after HIP1 + H + A (a, б), HIP2 + H + A (в, з), HIP3 + H + A (д, е), HIP4 + H + A (ж, з)
а, в, д, ж – fracture images; б, з, е, з – fracture surface reliefs

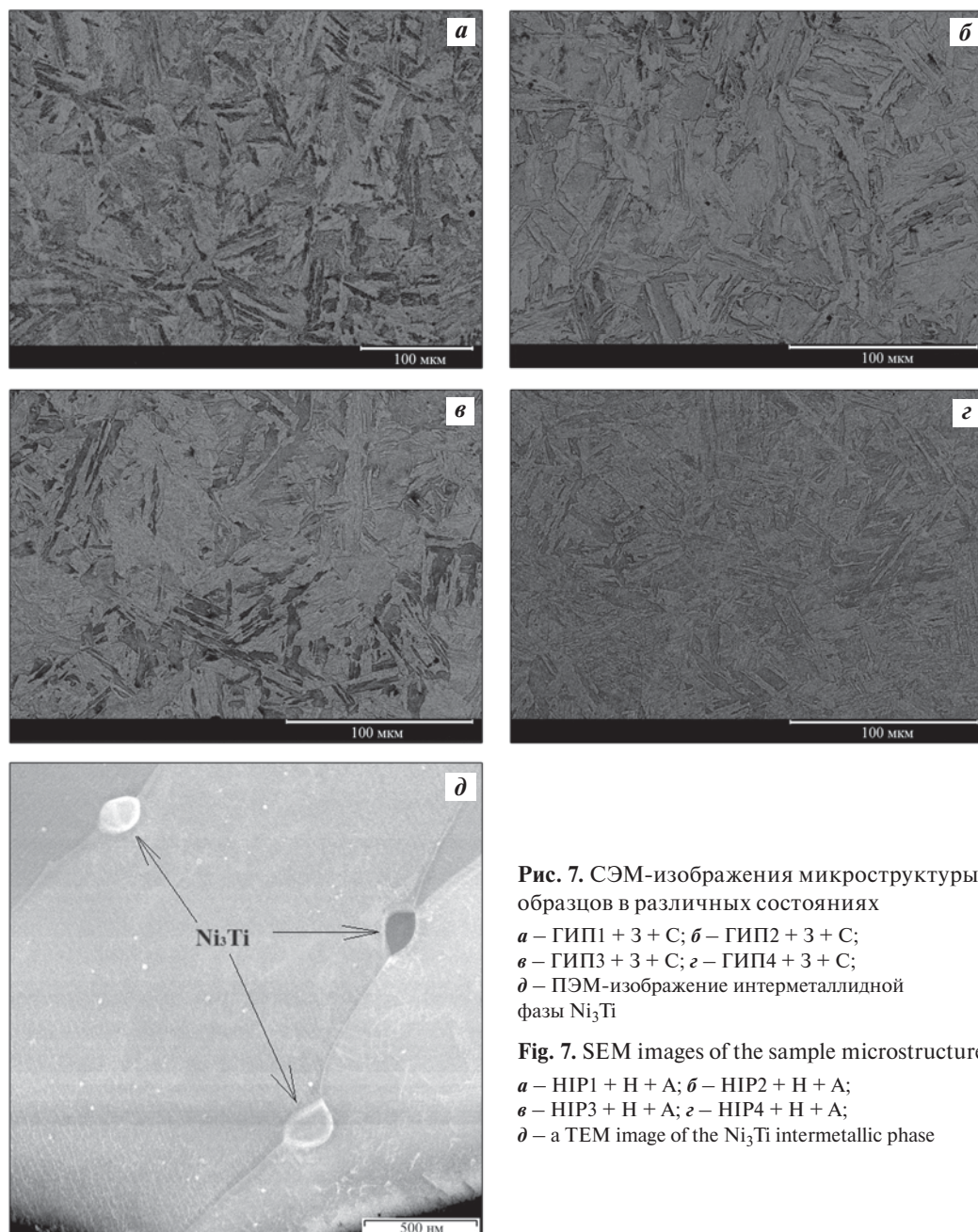


Рис. 7. СЭМ-изображения микроструктуры образцов в различных состояниях

a – ГИП1 + 3 + С; *б* – ГИП2 + 3 + С;
в – ГИП3 + 3 + С; *г* – ГИП4 + 3 + С;
д – ПЭМ-изображение интерметаллидной фазы Ni_3Ti

Fig. 7. SEM images of the sample microstructure

a – HIP1 + H + A; *б* – HIP2 + H + A;
в – HIP3 + H + A; *г* – HIP4 + H + A;
д – a TEM image of the Ni_3Ti intermetallic phase

Выводы

1. В результате 6-кратного снижения пористости, рекристаллизации субзеренной структуры и дисперсного упрочнения горячее изостатическое прессование в сочетании с закалкой и старением обеспечивает высокие показатели прочности и пластичности СЛС-изделий из стали ПР-03Н18К9М5ТЮ.

2. В зависимости от режима ГИП прирост условного предела текучести и предела прочности составил 25–46 % и 18–35 % соответственно. Постобработка по режиму ГИП3 + 3 + С обес-

печила наибольший уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1603$ МПа, $\sigma_B = 1790$ МПа, $H = 8$ ГПа, $E = 243$ ГПа. Разрушение образцов происходит путем среза и отрыва по вязко-ямочному механизму с образованием изломов смешанного типа.

Список литературы/References

1. Ullah R., Akmal J.S. Anisotropy of additively manufactured 18Ni300 maraging steel: threads and surface characteristics. *Procedia CIRP*. 2020;93:68–78. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.04.059>

2. Kucerova L., Zetkova I., Jenicek S., Burdova K. Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel. *Additive Manufacturing*. 2020;32:100–111.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101108>
3. Yuchao Bai, Cuiling Zhao, Jiayi Zhang, Hao Wang. Abnormal thermal expansion behaviour and phase transition of laser powder bed fusion maraging steel with different thermal histories during continuous heating. *Additive Manufacturing*. 2022;53:102712.
<https://doi.org/10.1016/j.jsis.2019.01.003>
4. Dinghui Liu, Jie Su, Ao Wang, Zhuoyue Yang, Jiaoxi Yang, Zhen Wang, Yali Ding, Geng Liu. Tailoring the microstructure and mechanical properties of FeCrNiCoMo maraging stainless steel after laser melting deposition. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;840:142931.
<https://doi.org/10.1016/j.jsis.2019.01.003>
5. Vishwakarma J., Chattopadhyay K., Santhi Srinivas N.C. Effect of build orientation on microstructure and tensile behaviour of selectively laser melted M300 maraging steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;798:140130.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140130>
6. Souza A.F., Al-Rubaie K.S., Marques S., Zluhan B., Santos E.C. Effect of laser speed, layer thickness, and part position on the mechanical properties of maraging 300 parts manufactured by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;767:138425.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138425>
7. Каясова А.О., Левашов Е.А. Особенности влияния горячего изостатического прессования и термообработки на структуру и свойства мартенситно-старееющей стали, полученной методом селективного лазерного сплавления. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022;16(4):84–92.
<http://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-4-84-92>
Kayasova A.O., Levashov E.A. Features of the impact of hot isostatic pressing and heat treatment on the structure and properties of maraging steel obtained by selective laser melting method. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2022;16(4):84–92. (In Russ.).
<http://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-4-84-92>
8. Kaplansky Yu.Yu., Levashov E.A., Korotitskiy A.V., Loginov P.A., Sentyurina Zh.A., Mazalov A.B. Influence of aging and HIP treatment on the structure and properties of NiAl-based turbine blades manufactured by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*. 2020;31:100999.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100999>
9. Sentyurina Zh.A., Baskov F.A., Loginov P.A., Kaplanskii Yu.Yu., Mishukov A.V., Logachev I.A., Bychkova M.Ya., Levashov E.A., Logacheva A.I. The effect of hot isostatic pressing and heat treatment on the microstructure and properties of EP741NP nickel alloy manufactured by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*. 2021;37:101629. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101629>
10. Kaplanskii Yu.Yu., Sentyurina Zh.A., Loginov P.A., Levashov E.A., Korotitskiy A.V., Travyanov A.Ya., Petrovskii P.V. Microstructure and mechanical properties of the (Fe, Ni)Al-based alloy produced by SLM and HIP of spherical composite powder. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;743:567–580.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.104>
11. Baskov F.A., Sentyurina Zh.A., Kaplanskii Yu.Yu., Logachev I.A., Semerich A.S., Levashov E.A. The influence of post heat treatments on the evolution of microstructure and mechanical properties of EP741NP nickel alloy produced by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;817:141340.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141340>
12. Conde F.F., Escobar J.D., Oliveira J.P., Jardini A.L., Bose Filho W.W., Avila J.A. Austenite reversion kinetics and stability during tempering of an additively manufactured maraging 300 steel. *Additive Manufacturing*. 2019;29:100804.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100804>
13. Xu T.Z., Zhang S., Du Y., Wu C.L., Zhang C.H., Sun X.Y., Chen H.T., Chen J. Development and characterization of a novel maraging steel fabricated by laser additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*. 2024;891:145975.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145975>
14. Mouritz A.P. 11 — Steels for aircraft structures. In: *Introduction to aerospace material*. Woodhead Publishing, 2012. P. 232–250.
<https://doi.org/https://doi.org/10.1533/9780857095152.232>
15. Kürnsteiner P., Wilms M.B., Weisheit A., Barriobero-Vila P., Jägle E.A., Raabe D. Massive nanoprecipitation in an Fe–19Ni–xAl maraging steel triggered by the intrinsic heat treatment during laser metal deposition. *Acta Materialia*. 2017;129:52–60.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.069>
16. Tan C., Zhou K., Ma W., Zhang P., Liu M., Kuang T. Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel. *Materials & Design*. 2017;134:23–34.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.026>
17. Karolczuk Aleksander, Kurek Andrzej, Böhm Michał, Derda Szymon, Prazmowski Mariusz, Kluger Krzysztof, Żak Krzysztof, Pejkowski Łukasz, Seyda Jan. Heterogeneous effect of aging temperature on the fatigue life of additively manufactured thin-walled 18Ni300 maraging steel

- tubular specimen. *Materials & Design*. 2024;237:112561. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.112561>
18. Jonghyun Jeong, Gun Woo No, Hyo Ju Bae, Sang Kyu Yoo, In-Chul Choi, Hyoung Seop Kim, Jae Bok Seol, Jung Gi Kim. Mechanical properties of lamellar-structured 18Ni300 maraging steel manufactured via directed energy deposition. *Materials Science and Engineering: A*. 2024;892:146031. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.146031>
 19. Sha W., Guo Z., Wilson E.A. Modeling the evolution of microstructure during the processing of maraging steels, *JOM*. 2004; 56:62–66. <https://doi.org/10.1007/s11837-004-0037-2>
 20. Moshka O., Pinkas M., Brosh E., Ezersky V., Meshi L. Addressing the issue of precipitates in maraging steels — unambiguous answer. *Materials Science and Engineering: A*. 2015;638:232–239. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.067>
 21. Zhonghui Cheng, Shengzhi Sun, Xi Du, Qing Tang, Jinguang Shi, Xiaofeng Liu, Qiu Jianrong. Microstructural evolution of a FeCo15Cr14Ni4Mo3 maraging steel with high ductility prepared by selective laser melting. *Materials Today Communications*. 2022;31:103243. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103243>
 22. Lulu Guo, Lina Zhang, Joel Andersson, Olanrewaju Ojo. Additive manufacturing of 18 % nickel maraging steels: Defect, structure and mechanical properties: A review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;120: 227–252. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.10.056>
 23. Yuchao Bai, Di Wang, Yongqiang Yang, Hao Wang. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of maraging steel by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;760: 105–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.115>
 24. Vishwakarma Jaydeep, Chattopadhyay K., Santhi Srinivas N.C. Effect of build orientation on microstructure and tensile behaviour of selectively laser melted M300 maraging steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;798:140130. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140130>
 25. Habassi Faical, Houria Manel, Barka Noureddine, Jahazi Mohammad. Influence of post-treatment on microstructure and mechanical properties of additively manufactured C300 maraging steel. *Materials Characterization*. 2023;202:112980. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112980>

Информация об авторах

Анастасия Олеговна Каясова — аспирант кафедры «Порошковая металлургия и функциональные покрытия» (ПМиФП) Национального исследовательского технологического университета «МИСИС» (НИТУ МИСИС).
<https://orcid.org/0009-0009-2144-0332>
 E-mail: NKayasova@gmail.com

Федор Алексеевич Басков — к.т.н., науч. сотрудник лаборатории «In situ диагностика структурных превращений» Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСиС–ИСМАН, НИТУ МИСИС.
<https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>
 E-mail: baskov_fa@mail.ru

Тамара Александровна Лобова — д.т.н., профессор кафедры ПМиФП, НИТУ МИСИС.
<https://orcid.org/0009-0002-1749-0782>
 E-mail: smazka39@mail.ru

Евгений Александрович Левашов — д.т.н., проф., акад. РАЕН, заведующий кафедрой ПМиФП НИТУ МИСИС, директор НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.
<https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>
 E-mail: levashov@shs.misis.ru

Information about the authors

Anastasiya O. Kayasova — Postgraduate Student, Department of Powder Metallurgy and Functional Coating (PM&FC), National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS).
<https://orcid.org/0009-0009-2144-0332>
 E-mail: NKayasova@gmail.com

Fedor A. Baskov — Cand. Sci. (Eng.), Researcher, Laboratory “In situ diagnostics of structural transformations”, Scientific-Educational Center of SHS of MISIS–ISMAN, NUST MISIS.
<https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>
 E-mail: baskov_fa@mail.ru

Tamara A. Lobova — Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of PM&FC, NUST MISIS.
<https://orcid.org/0009-0002-1749-0782>
 E-mail: smazka39@mail.ru

Evgeny A. Levashov — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Acad. of the Russian Academy of Natural Science, Head of the Department of PM&FC of NUST MISIS, Head of the Scientific-Educational Center of SHS of MISIS–ISMAN.
<https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>
 E-mail: levashov@shs.misis.ru

Вклад авторов

А.О. Каясова — определение цели работы, изготовление СЛС-образцов, подготовка образцов для дальнейших исследований, проведение термической обработки, написание статьи.

Ф.А. Басков — консультирование при выборе параметров ГИП, проведение ГИП, участие в обсуждении результатов.

Т.А. Лобова — помощь при СЭМ-исследованиях, помощь с анализом полученных результатов, участие в обсуждении результатов.

Е.А. Левашов — общее руководство работой, помощь в написании статьи, участие в обсуждении результатов.

Contribution of the authors

A.O. Kayasova — formulated the problem statement, created SLM samples and prepared the samples for additional analysis, performed heat treatment, and authored the manuscript.

F.A. Baskov — provided guidance on the optimal conditions for HIP, performed the HIP process, and contributed to discussions.

T.A. Lobova — assisted with the SEM studies, analysis of the results, and participated in discussions.

E.A. Levashov — provided general supervision of the study and writing the paper, engaged in discussions.

Статья поступила в редакцию 31.01.2024, доработана 13.02.2024, подписана в печать 19.02.2024

The article was submitted 1.01.2024, revised 13.02.2024, accepted for publication 19.02.2024