

УДК 538.951:539.375.5: 691.714.018.8

DOI: 10.32326/1814-9146-2025-87-4-444-457

**КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
И СВОЙСТВ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 03X17H12M2,
ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОГО
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ***

© 2025 г. **Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Пискунов А.В.,
Сахаров Н.В., Семенычева А.В.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация*

Semenycheva@nifti.unn.ru

Поступила в редакцию 24.10.2025

Проведены комплексные исследования физико-механических свойств и структуры хромоникелевой аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2, изготовленной по технологии послойного лазерного сплавления. Получены значения плотности, предела прочности при растяжении, микротвердости, модуля сдвига, нанотвердости и модуля Юнга, а также результаты исследования структуры и фазового состава методами растровой электронной микроскопии, дифракции отраженных электронов, рентгеновской дифракции при использовании различных технологических режимов сплавления. В целях сопоставления полученных данных был использован интегральный параметр – объемная плотность энергии, то есть энергии, получаемой единицей объема материала. Результаты испытаний показали, что значения механических свойств превышают соответствующие характеристики зарубежной стали аналогичного состава (типа 316L), изготовленной как с использованием традиционных технологий, так и с помощью технологии послойного лазерного сплавления. Показано, что изменение объемной плотности энергии в рассматриваемом диапазоне 45–130 Дж/мм³ оказывает незначительное влияние на физико-механические свойства материала. Микроструктурный анализ также показал крайне слабую зависимость среднего размера зерна и морфологии зерен от объемной плотности энергии. При этом было обнаружено наличие нелинейных корреляций между значениями объемной плотности энергии и величиной упругой составляющей при наноиндентировании, долей малоугловых границ и уровнем остаточных напряжений первого рода. Полученные результаты указывают на то, что скорость охлаждения при послойном лазерном сплавлении, зависящая от объемной плотности энергии, оказывает существенное влияние на параметры формирующейся структуры на микроуровне, такие как тип границ, количество и подвижность дислокаций и пр., что является важным фактором при эксплуатации материала.

* Выполнено в рамках научной программы Национального центра физики и математики, направление № 8 «Физика изотопов водорода». Этап 2023–2025 гг.

Ключевые слова: аддитивные технологии, хромоникелевая аустенитная сталь 03X17H12M2, технология послойного лазерного сплавления, плотность, прочность, микроструктура.

Введение

Послойное лазерное сплавление (ПЛС) – это одно из основных направлений развития аддитивных технологий, позволяющих при высоком коэффициенте использования материала создавать изделия сложной формы, имеющие физико-механические характеристики, не уступающие свойствам изделий, изготовленных с использованием традиционных технологий [1–5]. Нержавеющие стали являются широко распространенным конструкционным материалом благодаря сочетанию эксплуатационных и физико-механических свойств, позволяющим использовать его в самых разных областях: авиастроении, машиностроении, атомной промышленности, а также для изготовления медицинских инструментов и изделий [6–8]. Необходимо, однако, заметить, что данные о свойствах изделий, изготовленных методами аддитивных технологий из порошков российского производства, по-прежнему достаточно ограничены [9–12]. В связи с этим целью настоящей статьи являются комплексные исследования физико-механических свойств и структуры хромоникелевой аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2, изготовленной методом ПЛС.

1. Методика получения образцов и исследования свойств и структуры

Объект исследований – хромоникелевая аустенитная сталь марки 03X17H12M2, полученная методом ПЛС из сферического порошка фракции 20–45 мкм (производитель АО «ПОЛЕМА», Россия) на установке Chamlion M2150T (Китайская Народная Республика). Частицы порошка имеют сферическую форму со средним размером 32 мкм. Химический состав порошка соответствует сертификату производителя, % мас.: Cr 18,2%; Mn 1,8%; Fe 65,0%; Ni 11,5%; Mo 2,4%.

Для исследования физико-механических свойств хромоникелевой аустенитной стали 03X17H12M2 были изготовлены образцы различных типов (рис. 1).

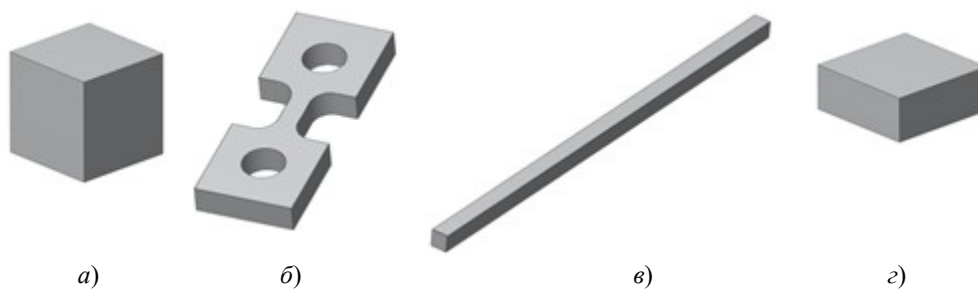


Рис. 1. 3D-модели образцов для исследований

Образцы типа 1 (рис. 1а) в форме куба со стороной 9 мм изготовлены для исследований плотности, твердости, микротвердости и микроструктуры. Плотность измерена методом гиростатического взвешивания на аналитических весах Sartorius CPA225D. Для исследования микротвердости был использован автоматизированный твердомер Qness 60A+. Металлографические исследования выполнены на оптическом микроскопе Leica IM DRM. Структурные исследования с применением методики дифракции отраженных электронов (EBSD) были проведены с использованием

растрового электронного микроскопа TescanVega 2, оснащенного приставкой для анализа картин дифракции электронов Nordlys 2. Размер участков анализа составлял 90×90 мкм, шаг сканирования – 150 нм.

Образцы типа 2 (рис. 1б) в форме двойной лопатки 25×10 мм с рабочей частью 2×2×3 мм были испытаны на растяжение при комнатной температуре на установке Tinius Olsen H25K-S с постоянной скоростью деформирования 0,01 мм/с.

Образцы типа 3 (рис. 1в) в форме параллелепипеда 1,5×1,5×45 мм изготовлены для исследования внутреннего трения и модуля сдвига. Исследования проводились на измерительно-вычислительном комплексе «Крутильный маятник» при частоте колебаний 3 Гц в диапазоне температур 25–550 °С (скорость нагрева составляла 4 °С/мин).

Образцы типа 4 (рис. 1г) в форме параллелепипеда 10×10×4 мм³ изготовлены для исследования нанотвердости, модуля Юнга и проведения рентгенофазового анализа (РФА) для определения фазового состава и оценки напряжений I рода. Для проведения наноиндентирования использовался зондовый комплекс для измерений механических параметров методом непрерывного вдавливания Nano Indenter G200 «Agilent»: алмазный индентор Берковича, глубина наноиндентирования 1 мкм, скорость деформации 0,05 с⁻¹, показатель гармонического смещения 2 нм, частота колебаний индентора в режиме CSM 45 Гц. Рентгенодифракционные исследования фазового состава образцов осуществлялись на дифрактометре Наоуан DX-2700BH по схеме Брэгга – Брентано. Исследования проводились в излучении K α линии характеристического рентгеновского спектра кобальта с длиной волны 1,79 Å в режиме работы рентгеновской трубки 30 кВ/30 мА. Дифрактограммы образцов для фазового анализа были получены в диапазоне углов $2\theta = 15\text{--}140^\circ$ с шагом $0,1^\circ$ по углу 2θ и с временем экспозиции 5 с.

2. Результаты экспериментальных исследований

Для исследования процесса ПЛС с целью оптимизации параметров сплавления были изготовлены образцы с использованием различных технологических режимов. Для сравнения полученных результатов принято использовать интегральный параметр – объемную плотность энергии (ОПЭ) [3, 13, 14], которая представляет собой количество энергии, получаемой единицей объема материала при ПЛС-процессе:

$$\text{ОПЭ} = \frac{P}{vds},$$

где P – мощность лазера, v – скорость сканирования, d – толщина слоя, s – расстояние между дорожками сканирования.

Для исключения влияния факторов, связанных с совпадением траекторий луча лазера при переходе между слоями [15, 16], был использован угол поворота штриховки 67° . Температура платформы установки поддерживалась постоянной и составляла 150°C . Образцы отделялись от платформы электроэрозионной резкой. Все манипуляции с порошком (просеивание в вибросите, сушка в термокамере и др.) и процесс ПЛС реализовывались в среде высокочистого аргона (99,998 мас.%).

На рис. 2–5 приведены зависимости плотности, предела прочности, микротвердости и модуля сдвига ПЛС-образцов 03X17H12M2 от величины ОПЭ. Из рис. 2 видно, что увеличение ОПЭ от 45 до 60 Дж/мм³ приводит к увеличению плотности от 7,76 до 7,94 г/см³. Дальнейшее увеличение ОПЭ до 130 Дж/мм³ не приводит к из-

менению плотности. Влияние ОПЭ на величину предела прочности незначительное: предел прочности составляет около 700 МПа, что находится в пределах случайного разброса измерений при варьировании ОПЭ в диапазоне 45–130 Дж/мм³ (рис. 3).

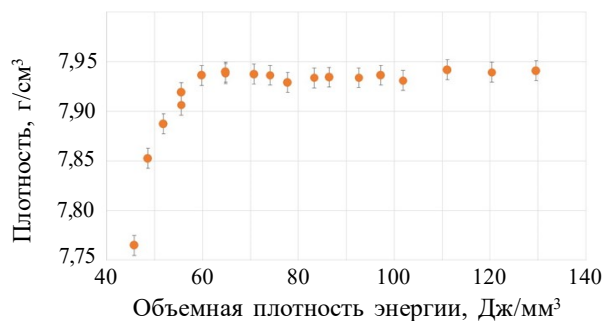


Рис. 2. Зависимость плотности ПЛС-образцов стали 03X17Н12М2 от объемной плотности энергии

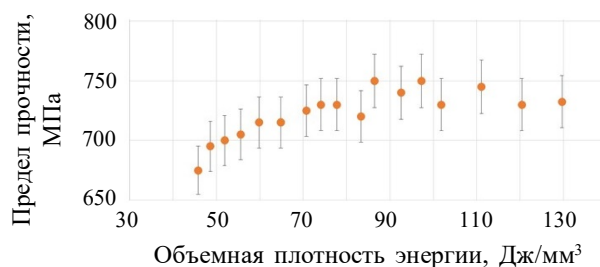


Рис. 3. Зависимость предела прочности ПЛС-образцов стали 03X17Н12М2 от объемной плотности энергии

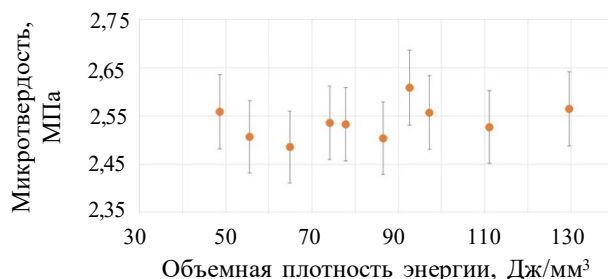


Рис. 4. Зависимость микротвердости ПЛС-образцов стали 03X17Н12М2 от объемной плотности энергии

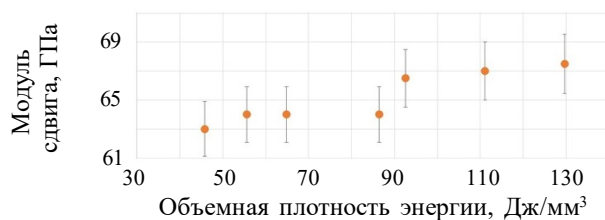


Рис. 5. Зависимость модуля сдвига ПЛС-образцов стали 03X17Н12М2 от объемной плотности энергии

Полученные значения предела прочности соответствуют характеристикам аналога – ПЛС-стали 316L и превосходят показатели для марки стали, произведенной по

традиционной технологии [13, 17–19]. Величины микротвердости и модуля сдвига не претерпевают существенных изменений при варьировании ОПЭ: величина микротвердости во всем диапазоне составляет 2,55 ГПа, величина модуля сдвига – 65 ГПа.

На рис. 6 представлена рентгеновская дифрактограмма исходного порошка 03X17H12M2. В порошке обнаружены рентгенодифракционные максимумы двух фаз – аустенит (PDF-4 №04-008-8475), отвечающий пространственной группе симметрии $Fm\bar{3}m$, и феррит (PDF-4 №04-007-9753), отвечающий пространственной группе симметрии $Im\bar{3}m$. Проведены исследования влияния ОПЭ в диапазоне 45–130 Дж/мм³ на фазовый состав ПЛС-образцов. Показано, что фазовый состав не зависит от ОПЭ, во всех ПЛС-образцах стали 03X17H12M2 обнаружены рентгенодифракционные максимумы одной фазы – аустенит (PDF-4 №04-008-8475), отвечающий пространственной группе симметрии $Fm\bar{3}m$. Рентгенодифракционные максимумы фазы феррита в ПЛС-образцах не обнаружены.

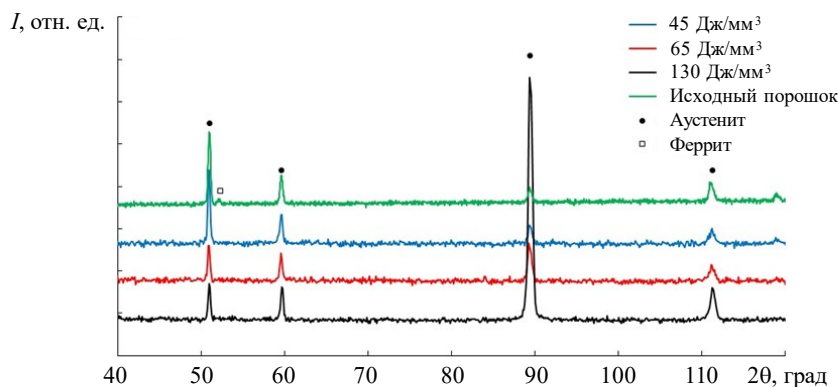


Рис. 6. Рентгеновская дифрактограмма исходного порошка и ПЛС-образцов 03X17H12M2, изготовленных при различных значениях ОПЭ

На рис. 7 приведены характерные изображения структуры ПЛС-образцов, полученные методом растровой электронной микроскопии с различными значениями ОПЭ: а) 45 Дж/мм³, б) 65 Дж/мм³, в) 130 Дж/мм³. Исследования микроструктуры проводились в плоскости сканирования лазерного луча (XY -плоскость). Показано, что во всех исследованных образцах независимо от значения ОПЭ формируется неоднородная микроструктура, характерная для условий быстрого затвердевания. Микроструктура состоит из субзерен (ячеек) двух основных типов: округлых и вытянутых с размером 6–12 мкм. Однако при использовании ОПЭ 130 Дж/мм³ наблюдается более хаотичная и изотропная микроструктура (рис. 7в). Субзерна имеют преимущественно округлую или слегка вытянутую форму, а их расположение не демонстрирует ярко выраженной направленности, как при использовании других значений.

На рис. 8 представлены результаты EBSD-анализа ПЛС-образцов при различных значениях ОПЭ: а) 45 Дж/мм³, б) 65 Дж/мм³, в) 130 Дж/мм³. Кристаллографическая ориентация отдельных зерен закодирована в цветах обратной полюсной фигуры, построенной для направления Z , которое совпадает с нормалью к плоскости шлифа. Соответствующая цветовая кодировка кристаллографических ориентаций приведена на рис. 8в: большеугловые границы зерен (БУГ) – границы с углом разориентировки, превышающим 15°, показаны черными линиями, малоугловые (МУГ) – границы с углом разориентировки от 1 до 15° – белыми. Анализ представленных изображений

позволяет сделать вывод, что во всех образцах наблюдается неоднородная зеренная структура, типичная для материалов, изготавливаемых методом ПЛС.

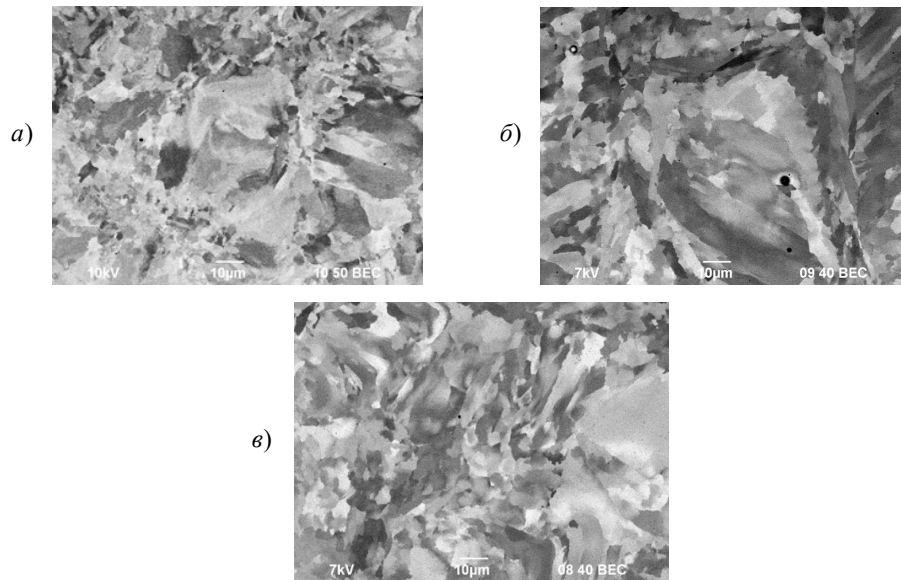


Рис. 7. Микроструктура ПЛС-образцов 03X17H12M2, изготовленных с использованием различных значений ОПЭ

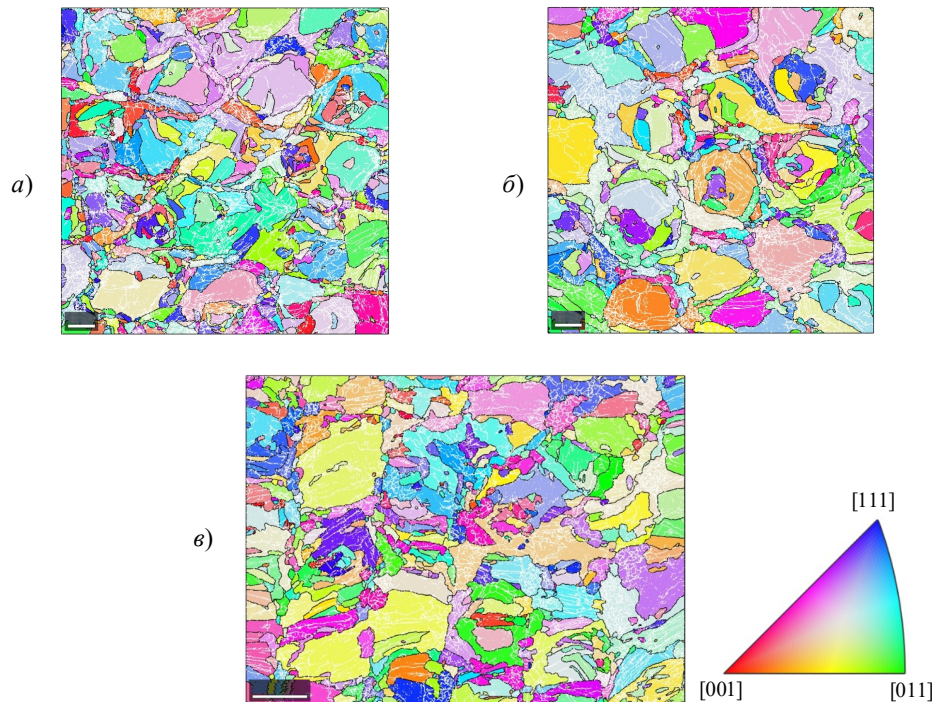


Рис. 8. EBSD-карты ПЛС-образцов 03X17H12M2 в цветах обратной полюсной фигуры

Зерна характеризуются широким распределением по размерам (от субмикронных до десятков микрон). Анализ спектров разориентировок границ показал, что все исследованные материалы характеризуются высокой долей МУГ.

На рис. 9 приведены зависимости нанотвердости и модуля Юнга ПЛС-образцов 03X17H12M2 от величины объемной плотности энергии. Показано, что модуль Юнга составляет 195 ГПа и в пределах погрешности не зависит от ОПЭ в диапазоне 45–130 Дж/мм³, а величина нанотвердости незначительно уменьшается от 3,4 до 3,1 ГПа при увеличении ОПЭ от 45 до 130 Дж/мм³.

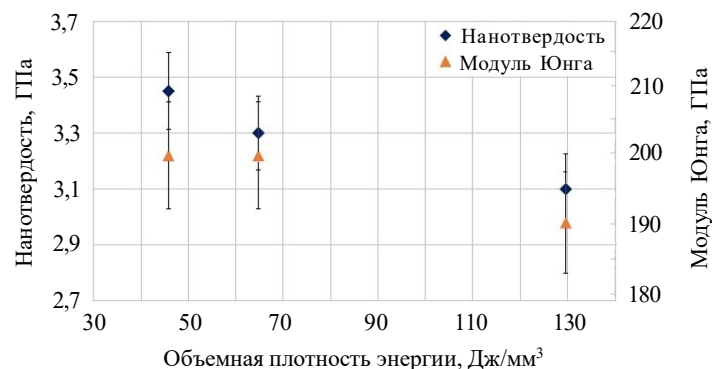


Рис. 9. Зависимость нанотвердости и модуля Юнга ПЛС-образцов стали 03X17H12M2 от объемной плотности энергии

На рис. 10 для ПЛС-образцов стали 03X17H12M2 представлены зависимости доли упругой деформации в отпечатке при наноиндентировании, доли МУГ и величины остаточных напряжений I рода от ОПЭ, которые демонстрируют сложный нелинейный характер.

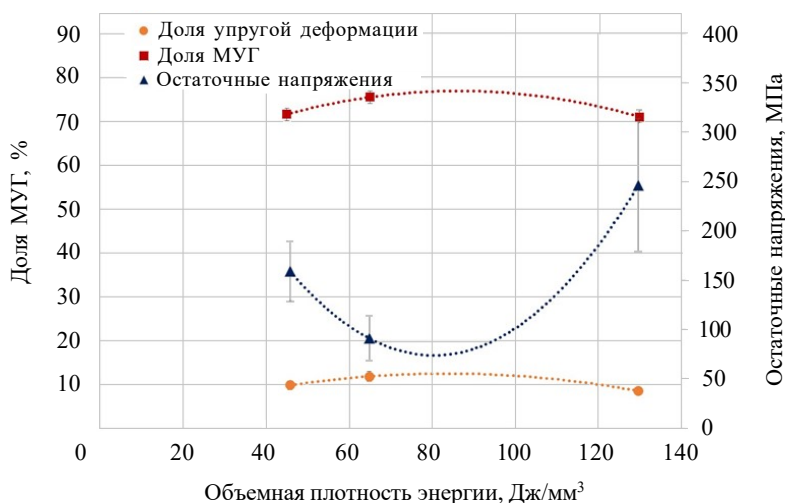


Рис. 10. Зависимость доли упругой деформации, доли МУГ зерен и величины остаточных напряжений I рода от ОПЭ

Основными экспериментальными данными, получаемыми при наноиндентировании, служат кривые усилие – глубина внедрения ($F-h$). В процессе нагружения полная деформация материала представляет собой сумму пластической и упругой

составляющих. Для количественной оценки доли пластической деформации η_p используется соотношение: $\eta_p = W_p / (W_p + W_e) \cdot 100\%$, где W_p и W_e – работа пластической и упругой деформации соответственно, численно равная площади под соответствующими участками кривой $F-h$. Доля упругой деформации при этом будет составлять $\eta_e = 1 - \eta_p$. Параллельно оценены остаточные напряжения I рода с помощью РФА с использованием приставки Эйлера, позволяющей производить повороты образца вокруг трех осей. Расчет остаточных напряжений выполнен в приближении плоского напряженного состояния, которое выявило наличие растягивающих напряжений в плоскости XU (плоскость, перпендикулярная оси луча лазера). Кроме того, по данным анализа спектров разориентировок (см. рис. 8) была оценена доля МУГ.

3. Анализ и обсуждение результатов

В эксперименте показано, что изменение объемной плотности энергии в широком диапазоне 45–130 Дж/мм³ не приводит к существенному изменению основных физико-механических характеристик – плотности, предела прочности, модуля Юнга и модуля сдвига. Структурные исследования также показали крайне слабую зависимость среднего размера зерна и морфологии зерен от ОПЭ. Рентгеноструктурные исследования свидетельствуют о наличии единственной фазы (аустенит) во всех образцах в независимости от значений ОПЭ.

В свою очередь, нелинейное поведение величины доли упругой деформации, доли МУГ и остаточных напряжений I рода (см. рис. 10) в зависимости от объемной плотности энергии в нержавеющей стали 03X17H12M2, полученной методом ПЛС, может быть связано с конкуренцией процесса генерации дислокаций при быстром охлаждении и процессов, происходящих при повышенных температурах (возврат, полигонизация, рекристаллизация). При изготовлении ПЛС-образцов изменение ОПЭ главным образом было связано с изменением скорости сканирования. Известно, что увеличение скорости сканирования при ПЛС приводит к увеличению скорости охлаждения [20, 21]. Таким образом, можно считать, что низким значениям ОПЭ соответствует высокая скорость охлаждения и малое количество переданной тепловой энергии и, наоборот, высоким значениям ОПЭ соответствует низкая скорость охлаждения и большое количество переданной тепловой энергии. Известно, что процесс ПЛС характеризуется экстремально высокими скоростями нагрева и охлаждения, вплоть до 10⁵ °C/с [22, 23]. Это приводит к возникновению значительных термических напряжений, которые могут релаксировать за счет интенсивного пластического деформирования, обусловленного активным размножением и движением дислокаций.

При низком значении ОПЭ 45 Дж/мм³ («высокая» скорость охлаждения и «малое количество» энергии) количество дислокаций наибольшее, однако дислокации из-за ограниченного времени не успевают перестроиться в стабильные субграницы. Вместо этого может формироваться более хаотичная дислокационная субструктура. В связи с этим доля МУГ и доля упругой деформации будут незначительными (см. рис. 10), а хаотичная структура с дефектами, не образующими дислокационные стенки/барьеры, менее эффективно препятствует движению дислокаций. Как было отмечено, при ПЛС генерируются значительные термоупругие напряжения, однако релаксационные процессы не успевают пройти путем пластической деформации, поэтому напряжения I рода сохраняются на высоком уровне.

При среднем значении ОПЭ 65 Дж/мм³ («средняя» скорость охлаждения и «среднее количество» энергии) дислокации успевают перестроиться, формируя ячеистые структуры и малоугловые границы (поэтому доля МУГ наибольшая), при этом высокая плотность МУГ создает мощные барьеры для движения дислокаций, материал демонстрирует упругое поведение, поэтому доля упругой деформации наибольшая (см. рис. 10). В свою очередь, процесс полигонизации является мощным механизмом релаксации внутренних напряжений I рода (наблюдается минимальное значение этих напряжений на рис. 10). Несмотря на то, что в этом режиме доля МУГ наибольшая, поля напряжений от них короткодействующие, и они не оказывают существенного влияния на напряжения I рода. Возможно, в этом случае следует ожидать роста напряжений II рода, обладающих более локализованным характером.

Повышение ОПЭ до 130 Дж/мм³ («низкая» скорость охлаждения и «большое количество» энергии) приводит, во-первых, к уменьшению количества возникающих при кристаллизации дислокаций (по сравнению с низкими значениями ОПЭ), во-вторых, из-за «перегрева» материала происходят более интенсивные процессы возврата и аннигиляции дислокаций – доля МУГ имеет более низкие значения по сравнению с ОПЭ 65 Дж/мм³ (см. рис. 10). Снижение плотности МУГ, в свою очередь, приведет к снижению доли упругой деформации при наноиндентировании.

При увеличении ОПЭ до 130 Дж/мм³ несколько слоев материала переплавляется многократно, вызывая большое количество циклов «нагрев/охлаждение», что приводит к существенному росту остаточных напряжений. В таблице 1 для наглядности приведены сводные результаты исследования влияния ОПЭ на долю упругой деформации при наноиндентировании, долю МУГ зерен и остаточные напряжения I рода.

Таблица 1

**Влияние ОПЭ на процессы структурообразования ПЛС
(количественные и качественные характеристики)**

ОПЭ, Дж/мм ³	Тепловая энергия	Скорость охлаждения	Доминирующий структурный процесс	Доля упругой деформации, %	Доля МУГ, %	Напряже- ние σ_y , МПа
45	Низкая	Высокая	Стадия формирования неравновесной структуры	9 (низк.)	72 (низк.)	155 (средн.)
65	Средняя	Средняя	Полигонизация	12 (макс.)	76 (макс.)	90 (низк.)
130	Высокая	Низкая	Начальные стадии рекристаллиз.	8 (низк.)	71 (низк.)	245 (макс.)

Таким образом, варьирование ОПЭ в процессе ПЛС не оказывает существенного влияния на физико-механические свойства (плотность, предел прочности, упругие модули) и фазовый состав, при этом кардинально меняет дефектную субструктуру материала. Традиционных методов анализа структуры (размер зерна, фазовый состав) оказывается недостаточно для полной аттестации состояния ПЛС-образцов. Настоящее исследование демонстрирует, что для всесторонней характеристики материалов, полученных методом ПЛС, необходим подход, включающий в себя анализ параметров субструктуры, таких как плотность и распределение дислокаций (через анализ МУГ

методом EBSD), «локальные» механические свойства (через наноиндентирование с анализом доли упругой деформации), величина остаточных напряжений I рода. Совокупность предложенных методов позволяет выявить тонкие структурные изменения, которые, несмотря на кажущуюся идентичность макроструктуры, будут определять функциональные и эксплуатационные свойства материала.

Заключение

Проведено комплексное исследование физико-механических свойств хромоникелевой аустенитной стали 03X17H12M2, изготовленной методом ПЛС, при использовании различных режимов сплавления. Показано, что хромоникелевая аустенитная ПЛС-сталь 03X17H12M2 имеет высокие показатели физико-механических характеристик: предел прочности при растяжении 740 МПа, микротвердость 2,5 ГПа, модуль Юнга 195 ГПа, нанотвердость 3,4 ГПа, плотность 7,94 г/см³. Полученные значения механических свойств превышают соответствующие характеристики зарубежной стали аналогичного состава (типа 316L), изготовленной как с использованием традиционных технологий, так и с помощью технологии ПЛС.

Показано, что материал, изготовленный при использовании ОПЭ в диапазоне от 45 до 130 Дж/мм³, имеет схожие показатели механических характеристик. Для проведения более подробного анализа особенностей влияния ОПЭ на характеристики ПЛС-стали 03X17H12M2 были исследованы доля МУГ, остаточные напряжения I рода и доля упругой деформации при наноиндентировании. Показано, что эти характеристики нелинейно зависят от величины ОПЭ. Продемонстрировано, что комплексное исследование этих показателей позволяет подтвердить влияние скорости кристаллизации при ПЛС на характеристики получаемой структуры на микроуровне, которые могут существенно влиять на эксплуатационные свойства материала.

Авторы выражают признательность инженеру НИФТИ ННГУ М.А. Комкову за проведение РФА-исследований.

Список литературы

1. Haghdadi N., Laleh M., Moyle M., Primig S. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. *Journal of Materials Science*. 2021. Vol. 56. P. 64–107. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>.
2. Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н., Семенычева А.В., Берендеев Н.Н. Усталостные характеристики титанового сплава Ti-6Al-4V, полученного с использованием технологии послойного лазерного сплавления. *Проблемы прочности и пластичности*. 2023. Т. 85. №4. С. 447–460. <https://doi.org/10.32326/1814-9146-2023-85-4-447-460>.
3. Liu H., Gu D., Xi L., Zhang H., Shi K., Wu B., Zhang R., Qi J. High-performance aluminum-based materials processed by laser powder bed fusion: process, microstructure, defects and properties coordination. *Additive Manufacturing Frontiers*. 2024. Vol. 3. Iss. 2. Article No 200145.
4. Vukkum V.B., Gupta R.K. Review on corrosion performance of laser powder-bed fusion printed 316L stainless steel: Effect of processing parameters, manufacturing defects, post-processing, feedstock, and microstructure. *Materials & Design*. 2022. Vol. 221. Article No 110874. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110874>.
5. Narasimharaju S.R., Zeng W., See T.L., Zhu Z., Scott P., Jiang X., Lou S. A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends. *Journal of Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 75. P. 375–414. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.033>.
6. Abd-Elaziem W., Darwish M.A., Hamada A., Daoush W.M. Titanium-based alloys and

- composites for orthopedic implants applications: A comprehensive review. *Materials & Design*. 2024. Vol. 241. Article No 112850. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.112850>.
7. Morshed-Behbahani K., Aliyu A., Bishop D.P., Nasiri A. Additive manufacturing of copper-based alloys for high-temperature aerospace applications: A review. *Materials Today Communications*. 2024. Vol. 38. Article No 108395. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108395>.
 8. Howard L., Parker G.D., Yu X.-Y. Progress and challenges of additive manufacturing of tungsten and alloys as plasma-facing materials. *Materials*. 2024. Vol. 17. Iss. 9. Article No 2104. <https://doi.org/10.3390/ma17092104>.
 9. Однобокова М.В., Тихонова М.С., Долженко П.Д., Беяков А.Н. Субструктурное упрочнение стали 03X17H12M2, полученной селективным лазерным сплавлением. *Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии: Тезисы докл. Междунар. конф.* Томск, 2023. С. 171–172.
 10. Мазалов А.Б., Зеленина Л.С., Платко Д.В. Отработка эффективного режима сплавления металлопорошковой композиции ПР-03X17H12M2. *Перспективы развития аддитивных технологий в Республике Беларусь: Сб. докл. междунар. научно-практического симпозиума. Национальная академия наук Беларуси, ГНПО порошковой металлургии*. Минск, 2020. С. 101–107.
 11. Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Пискунов А.В., Котков Д.Н., Семеничева А.В., Сахаров Н.В., Мурашов А.А. Механические свойства нелегированного титана ВТ1-0, полученного методами послойного лазерного сплавления и интенсивной пластической деформации. *Проблемы прочности и пластичности*. 2022. Т. 84. №4. С. 570–581. <https://doi.org/10.32326/1814-9146-2022-84-4-570-581>.
 12. Подурец А.М., Скляднева Т.О., Терешкина И.А., Ткаченко М.И., Трунин И.Р., Гнутов И.С. Влияние параметров режима селективного лазерного сплавления на кинетику откольного разрушения стали 12X18H10Т. *Проблемы прочности и пластичности*. 2024. Т. 86. №3. С. 309–320. <https://doi.org/10.32326/1814-9146-2024-86-3-309-320>.
 13. Huang G., Wei K., Deng J., Liu M., Zeng X. High-power laser powder bed fusion of 316L stainless steel: Defects, microstructure, and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 83. P. 235–245. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.08.066>.
 14. Kladovasilakis N., Charalampous P., Tsongas K., Kostavelis I., Tzovaras D., Tzetzis D. Influence of selective laser melting additive manufacturing parameters in inconel 718 superalloy. *Materials*. 2022. Vol. 15. Iss. 4. Article No 1362. <https://doi.org/10.3390/ma15041362>.
 15. Kumar D., Shankar G., Prashanth K.G., Suwas S. Control of texture and microstructure in additive manufacturing of stainless steel 316 L. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024. Vol. 976. Article No 173040. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.173040>.
 16. Yang H., Liu B., Niu P., Fan Z., Yuan T., Wang Y., Liu Y., Li R. Effect of laser scanning angle on shear slip behavior along melt track of selective laser melted 316L stainless steel during tensile failure. *Materials Characterization*. 2022. Vol. 193. Article No 112297. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112297>.
 17. *Specification Sheet: Alloy 316/316L*. <https://www.sandmeyersteel.com/images/316-316L-317L-Spec-Sheet.pdf>.
 18. *ASTM A276. Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes*. West Conshohocken, USA: ASTM International, 2017. 8 p.
 19. Zhu W., Mounni Z., Zhu J., Zhang Y., You Y., Zhang W. A multi-scale experimental investigation on fatigue crack propagation rate behavior of powder bed fusion-laser beam 316L stainless steel subjected to various heat treatments. *Engineering Fracture Mechanics*. 2024. Vol. 302. Article No 110064. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2024.110064>.
 20. Bertoli U.S., MacDonald B.E., Schoenung J.M. Stability of cellular microstructure in laser powder bed fusion of 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 739. P. 109–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.051>.
 21. Loh L.E., Chua C.K., Yeong W. Y., Song J., Mapar M., Sing S.L., Liu Z.H., Zhang D.Q. Numerical investigation and an effective modelling on the Selective Laser Melting (SLM) process with aluminium alloy 6061. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2015. Vol. 80. P. 288–300. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014>.

22. Hyer H., Zhou L., Mehta A., Park S., Huynh T., Song S., Bai Y., Cho K., McWilliams B., Sohn Y. Composition-dependent solidification cracking of aluminum-silicon alloys during laser powder bed fusion. *Acta Materialia*. 2021. Vol. 208. Article No 116698. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116698>.

23. Li L., Liou F. Numerical investigation of thermo-mechanical field during selective laser melting process with experimental validation. *Metals*. 2021. Vol. 11. Iss. 7. Article No 1003. <https://doi.org/10.3390/met11071003>.

References

1. Haghdadi N., Laleh M., Moyle M., Primig S. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. *J. Mater. Sci.* 2021. Vol. 56. P. 64–107. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>.

2. Gryaznov M.Yu., Shotin S.V., Chuvildeev V.N., Semenycheva A.V., Berendeev N.N. Ustalostnye kharakteristiki titanovogo splava Ti-6Al-4V, poluchennogo s ispolzovaniem tekhnologii posloynogo lazernogo splavlenniya [Fatigue characteristics of Ti-6Al-4V titanium alloy produced by selective laser melting]. *Problemy prochnosti i plastichnosti [Problems of Strength and Plasticity]*. 2023. Vol. 85. No 4. P. 447–460 (In Russian).

3. Liu H., Gu D., Xi L., Zhang H., Shi K., Wu B., Zhang R., Qi J. High-performance aluminum-based materials processed by laser powder bed fusion: process, microstructure, defects and properties coordination. *Additive Manufacturing Frontiers*. 2024. Vol. 3. Iss. 2. Article No 200145.

4. Vukkum V.B., Gupta R.K. Review on corrosion performance of laser powder-bed fusion printed 316L stainless steel: Effect of processing parameters, manufacturing defects, post-processing, feedstock, and microstructure. *Mater. Des.* 2022. Vol. 221. Article No 110874. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110874>.

5. Narasimharaju S.R., Zeng W., See T.L., Zhu Z., Scott P., Jiang X., Lou S. A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends. *J. Manuf. Process.* 2022. Vol. 75. P. 375–414. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.033>.

6. Abd-Elaziem W., Darwish M.A., Hamada A., Daoush W.M. Titanium-based alloys and composites for orthopedic implants applications: A comprehensive review. *Materials & Design*. 2024. Vol. 241. Article No 112850. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.112850>.

7. Morshed-Behbahani K., Aliyu A., Bishop D.P., Nasiri A. Additive manufacturing of copper-based alloys for high-temperature aerospace applications: A review. *Mater. Today Commun.* 2024. Vol. 38. Article No 108395. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108395>.

8. Howard L., Parker G.D., Yu X.-Y. Progress and challenges of additive manufacturing of tungsten and alloys as plasma-facing materials. *Materials*. 2024. Vol. 17. Iss. 9. Article No 2104. <https://doi.org/10.3390/ma17092104>.

9. Odnobokova M.V., Tikhonova M.S., Dolzhenko P.D., Belyakov A.N. Substrukturnoe uprochnenie stali 03Kh17N12M2, poluchennoy selektivnym lazernym splavlenniem [Substructural hardening of 03Kh17N12M2 steel obtained by selective laser melting]. *Fizicheskaya mezomekhanika. Materialy s mnogourovnevnoy ierarkhicheski organizovannoy strukturoy i intellektualnye proizvodstvennye tekhnologii. Tezisy dokladov Mezhdunarodnoy konferentsii [Physical Mesomechanics. Materials with a Multilevel Hierarchically Organized Structure and Intelligent Manufacturing Technologies. Abstracts of the International Conference]*. Tomsk. 2023. P. 171–172 (In Russian).

10. Mazalov A.B., Zelenina L.S., Platko D.V. Otrabotka effektivnogo rezhima splavlenniya metalporoshkovoy kompozitsii PR-03Kh17N12M2 [Development of an effective mode of fusion of metal powder composition PR-03H17N12M2]. *Perspektivy razvitiya additivnykh tekhnologiy v Respublike Belarus: Sbornik dokladov mezhdunarodnogo nauchno-prakticheskogo simpoziuma. Natsionalnaya akademiya nauk Belarusi, GNPO poroshkovoy metallurgii [Prospects for the Development of Additive Technologies in the Republic of Belarus: Collection of Reports of the International Scientific and Practical Symposium]*. Minsk. 2020. P. 101–107 (In Russian).

11. Gryaznov M. Yu., Shotin S.V., Chuvildeev V.N., Sysoev A.N., Piskunov A.V., Kotkov D.N., Semenycheva A.V., Sakharov N.V., Murashov A.A. Mekhanicheskie svoystva nelegirovannogo

титана VT1-0, poluchennogo metodami posloynogo lazernogo splavleniya i intensivnoy plasticheskoy deformatsii [Mechanical properties of unalloyed titanium VT1-0 processed using selective laser melting and severe plastic deformation]. *Problemy prochnosti i plastichnosti* [Problems of Strength and Plasticity]. 2022. Vol. 84. No 4. P. 570–581 (In Russian).

12. Podurets A.M., Sklyadneva T.O., Tereshkina I.A., Tkachenko M.I., Trunin I.R., Gnutov I.S. Vliyanie parametrov rezhima selektivnogo lazernogo splavleniya na kinetiku otkolnogo razrusheniya stali 12Kh18N10T [Influence of parameters of operating conditions of selective laser melting on spall fracture kinetics of 12Cr18Ni10Ti steel]. *Problemy prochnosti i plastichnosti* [Problems of Strength and Plasticity]. 2024. Vol. 86. No 3. P. 309–320 (In Russian)

13. Huang G., Wei K., Deng J., Liu M., Zeng X. High-power laser powder bed fusion of 316L stainless steel: Defects, microstructure, and mechanical properties. *J. Manuf. Process.* 2022. Vol. 83. P. 235–245. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.08.066>.

14. Kladovasilakis N., Charalampous P., Tsongas K., Kostavelis I., Tzovaras D., Tzetzis D. Influence of selective laser melting additive manufacturing parameters in inconel 718 superalloy. *Materials*. 2022. Vol. 15. Iss. 4. Article No 1362. <https://doi.org/10.3390/ma15041362>.

15. Kumar D., Shankar G., Prashanth K.G., Suwas S. Control of texture and microstructure in additive manufacturing of stainless steel 316 L. *J. Alloys Compd.* 2024. Vol. 976. Article No 173040. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.173040>.

16. Yang H., Liu B., Niu P., Fan Z., Yuan T., Wang Y., Liu Y., Li R. Effect of laser scanning angle on shear slip behavior along melt track of selective laser melted 316L stainless steel during tensile failure. *Mater. Charact.* 2022. Vol. 193. Article No 112297. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112297>.

17. *Specification Sheet: Alloy 316/316L*. <https://www.sandmeyersteel.com/images/316-316L-317L-Spec-Sheet.pdf>.

18. *ASTM A276. Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes*. West Conshohocken, USA. ASTM International. 2017. 8 p.

19. Zhu W., Moumni Z., Zhu J., Zhang Y., You Y., Zhang W. A multi-scale experimental investigation on fatigue crack propagation rate behavior of powder bed fusion-laser beam 316L stainless steel subjected to various heat treatments. *Eng. Fract. Mech.* 2024. Vol. 302. Article No 110064. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2024.110064>.

20. Bertoli U.S., MacDonald B.E., Schoenung J.M. Stability of cellular microstructure in laser powder bed fusion of 316L stainless steel. *Mater. Sci. Eng., A*. 2019. Vol. 739. P. 109–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.051>.

21. Loh L.E., Chua C.K., Yeong W.Y., Song J., Mapar M., Sing S.L., Liu Z.H., Zhang D.Q. Numerical investigation and an effective modelling on the Selective Laser Melting (SLM) process with aluminium alloy 6061. *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2015. Vol. 80. P. 288–300. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014>.

22. Hyer H., Zhou L., Mehta A., Park S., Huynh T., Song S., Bai Y., Cho K., McWilliams B., Sohn Y. Composition-dependent solidification cracking of aluminum-silicon alloys during laser powder bed fusion. *Acta Mater.* 2021. Vol. 208. Article No 116698. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116698>.

23. Li L., Liou F. Numerical investigation of thermo-mechanical field during selective laser melting process with experimental validation. *Metals*. 2021. Vol. 11. Iss. 7. Article No 1003. <https://doi.org/10.3390/met11071003>.

**A COMPREHENSIVE STUDY OF THE STRUCTURE
AND PROPERTIES OF 03H17N12M2 STAINLESS STEEL
PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING***

Gryaznov M.Yu., Shotin S.V., Piskunov A.V., Sakharov N.V., Semenycheva A.V.

*National Research Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod,
Nizhny Novgorod, Russian Federation*

Semenycheva@nifti.unn.ru

Received by the Editor 2025/10/24

Comprehensive studies of the physical and mechanical properties and structure of chromium-nickel austenitic stainless steel 03H17N12M2 (Russian analog of 316L steel) produced by selective laser melting have been carried out. The values of density, tensile strength, microhardness, shear modulus, nanohardness and Young's modulus were obtained, as well as the results of studying the structure and phase composition using scanning electron microscopy, electron backscatter diffraction, and X-ray diffraction. The obtained values of mechanical properties exceed the mechanical properties of steel 316L stainless steel of a similar composition, produced using both traditional technologies and selective laser melting. In order to conduct a more detailed analysis of the features of the material produced by the selective laser melting and to identify the features of the emerging structure depending on the volumetric energy density, additional studies were conducted, such as determining the proportion of low-angle boundaries, determining residual stresses and the proportion of elastic deformation during nanoindentation. It is shown that a change in the volumetric energy density in the considered range 45–130 J/mm³ has a negligible effect on the physical and mechanical properties of the material. However, the cooling rate during selective laser melting, which depends on the volumetric energy density, has a significant impact on the parameters of the emerging structure at the microlevel, such as the type of grain boundaries, the density and mobility of dislocations, etc., which can be an important factor when using the material.

Keywords: additive technologies, chromium-nickel austenitic steel 03H17N12M2 (316L), selective laser melting, density, tensile strength, microstructure.

* This research was funded by the scientific program of the National Center for Physics and Mathematics within the project No 8 “Physics of hydrogen isotopes” (stage 2023–2025).