

УДК 538.951:539.375.5

DOI: 10.32326/1814-9146-2023-85-3-375-389

**ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК
НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 316L
МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ
И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА НИХ***

© 2023 г. **Грязнов М.Ю.¹, Шотин С.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹,
Семенычева А.В.¹, Мусяев Р.К.², Юхимчук А.А.²**

¹*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация*

²*Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, Саров, Российская Федерация*

Semenycheva@nifti.unn.ru

Поступила в редакцию 30.05.2023

Получены результаты экспериментов по изучению физико-механических свойств и микроструктуры нержавеющей стали 316L, созданной с использованием аддитивной технологии послойного лазерного сплавления. Выявлены зависимости основных физических и механических свойств стали (плотность, предел прочности, предел текучести, относительное удлинение после разрыва, модуль Юнга, нанотвердость) от значений базовых параметров используемой технологии (мощность лазера, скорость сканирования). Установлено, что сталь 316L, изготовленная методом послойного лазерного сплавления, обладает высокими механическими характеристиками: предел прочности – 710 МПа; предел текучести – 610 МПа; удлинение после разрыва – 48%; относительная плотность – 99,5%, что сопоставимо со значениями, полученными для стали 316L, изготовленной традиционными методами производства. Указанные характеристики получены при использовании оптимальных параметров послойного лазерного сплавления: мощность лазера 100 Вт, скорость сканирования 200 мм/с, толщина слоя 50 мкм, расстояние между линиями штриховки 80 мкм. Показано, что использование параметра «объемная плотность энергии» целесообразно для проведения первичной оценки режимов сплавления и решения задачи оптимизации параметров послойного лазерного сплавления с целью получения материала с высокими физико-механическими свойствами. Нелинейная зависимость механических характеристик от основных параметров сплавления, продемонстрированная на полученных образцах стали 316L, может быть объяснена влиянием пористости, возникающей при неоптимальных режимах сплавления. Таким образом, технология послойного лазерного сплавления позволяет регулировать уровень пористости стали 316L за счет варьирования параметров технологического режима. Показано, что

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

технология послойного лазерного сплавления позволяет создавать материал как с плотностью, близкой к теоретическим значениям, так и с контролируемой пористостью.

Ключевые слова: послойное лазерное сплавление, нержавеющая сталь 316L, плотность, пористость, прочность, пластичность.

Введение

Нержавеющая сталь аустенитного класса 316L имеет широкую область применения от медицины до машиностроения благодаря высокой прочности, превосходной пластичности и коррозионной стойкости [1–3]. Однако получение изделий из стали 316L путем механообработки связано с высокими затратами, поскольку материал обладает высокой вязкостью, которая при обработке резанием вызывает быстрый износ режущего инструмента. Кроме того, при изготовлении деталей со сложной геометрией использование традиционных методов обработки может быть недостаточно эффективным из-за низкого коэффициента использования материала и трудоемкого технологического процесса. Одним из эффективных методов получения изделий из стали 316L являются технологии аддитивного производства. При использовании аддитивных технологий изделие формируется с помощью послойного добавления материала на основе трехмерной модели, созданной с помощью специального программного обеспечения. В настоящее время существуют различные виды технологий аддитивного производства, отличающиеся типом материала, его состоянием и способом подачи [4–6]. Одним из наиболее распространенных методов аддитивного изготовления изделий из металлических порошков является технология послойного лазерного сплавления (ПЛС) [4]. На первом этапе CAD-модель изделия разбивается на слои – сечения (как правило, с толщиной от 20 до 200 мкм), для каждого из которых описана траектория движения луча лазера и параметры сплавления. Затем на специально подготовленную платформу с помощью автономной системы наносится слой порошка, который в соответствии с назначенными параметрами текущего сечения обрабатывается сфокусированным лазерным лучом. Частицы порошка расплавляются и при кристаллизации формируют твердое тело. Затем платформа опускается на высоту, соответствующую толщине слоя, и процесс многократно повторяется для каждого сечения изделия.

Исследованию структуры и свойств нержавеющей стали 316L, полученной с использованием метода ПЛС, посвящен ряд публикаций [1, 7–9]. Однако необходимо отметить, что в настоящее время некоторые аспекты, касающиеся связи структуры и свойств этого материала, исследованы недостаточно, в частности, мало изучена связь пористости и механических характеристик ПЛС-стали 316L.

В статье [10] показано, что высокие прочностные и пластические характеристики (предел прочности 640 МПа, удлинение после разрыва 30%) получены на образцах ПЛС-стали 316L, обладающих низкой относительной плотностью 95%. При этом в [11, 12] приведены относительно низкие значения предела прочности ПЛС-стали 316L (570–580 МПа) при высокой относительной плотности 99,4–99,5%.

Исследования структуры и свойств ПЛС-стали 316L имеют важное значение в связи с растущим интересом к созданию методом 3D-печати изделий сложной формы, эксплуатируемых в среде водорода, в частности, сосудов высокого давления. В статьях [13, 14] показано, что водородопроницаемость образцов, созданных из порошков стали 316L методом ПЛС, не снижается при наличии пористости по

сравнению с образцами, полученными традиционными методами обработки металлов давлением, с плотностью, близкой к теоретическим значениям. В [15] приведен обзор публикаций по процессу коагуляции вакансий в металлах с гранецентрированной кубической решеткой с одновременным поступлением атомов водорода, который приводит к образованию поры, содержащей водород. Показано, что подобная пора может рассматриваться как коллектор, препятствующий дальнейшей диффузии водорода в металле. Авторы статьи [16] аналогично объясняют замедление диффузии водорода в железе с объемноцентрированной кубической решеткой. В [17–19] также подчеркивается существенное влияние пористости на скорость диффузии водорода в различных металлах и сплавах. Таким образом, изучение пористости ПЛС-стали и разработка методов управления пористостью являются весьма актуальными задачами для снижения водородопроницаемости и повышения водородостойкости материалов для изделий, эксплуатируемых в среде водорода.

Настоящая статья направлена на комплексное исследование основных физико-механических характеристик (плотности, предела прочности, предела текучести, удлинения после разрыва, модуля Юнга, нанотвердости) и структуры ПЛС-образцов нержавеющей стали 316L, оптимизацию технологических параметров процесса ПЛС, а также на исследование подходов к управлению пористостью и анализ ее влияния на прочностные свойства ПЛС-стали 316L.

1. Методики исследования свойств и структуры

Гранулометрический анализ порошка был выполнен с использованием лазерного анализатора размера частиц SALD-2300 Shimadzu. Плотность образцов размером $8 \times 8 \times 8$ мм измерялась при помощи методики гидростатического взвешивания на аналитических весах Sartorius CPA225D; полученные данные представлены в виде процентного соотношения от теоретической плотности стали 316L ($7,98 \text{ г/см}^3$).

Для проведения металлографических исследований использовались образцы размерами $8 \times 8 \times 8$ мм, которые разрезались электроэрозионным методом вдоль центральной плоскости (параллельно плоскости сканирования лазерного луча). Полученная поверхность полировалась с последовательным уменьшением дисперсности алмазных паст и подвергалась химическому травлению для выявления микроструктуры. Изучение микроструктуры стали 316L было проведено с применением сканирующих электронных микроскопов Tescan Vega 2 и Jeol JSM-6490, а также оптического микроскопа Leica IM DRM.

Для исследования нанотвердости и модуля Юнга в работе была использована зондовая система Agilent NanoIndenter G200. Для измерения механических характеристик материала применялся метод непрерывного вдавливания индентора Берковича. Поверхность образцов размером $8 \times 8 \times 4$ мм, использованных для металлографического анализа микроструктуры, подвергалась индентированию со скоростью $0,05 \text{ с}^{-1}$; расстояние между отпечатками составляло 200 мкм, глубина индентирования – $0,7–0,9$ мкм.

Механические испытания на растяжение проводились при комнатной температуре на установке Tinius Olsen H25K-S с использованием цилиндрических образцов с рабочей частью 3 мм диаметром и 15 мм длиной; испытания выполнялись с постоянной скоростью движения захватов $0,1 \text{ мм/с}$. Образцы были изготовлены на платформе установки лазерного сплавления в вертикальной ориентации (продольная ось образца параллельна оси лазерного луча).

2. Методика получения образцов

Объектом исследований являются образцы, изготовленные методом послойного лазерного сплавления из порошка нержавеющей стали 316L производства компании «TLS Technik» (далее ПЛС-образцы стали 316L) на модернизированной установке MTT Realizer SLM100. Российским аналогом стали 316L является нержавеющая сталь 03X17H12M2. Порошок стали 316L имеет следующий элементный состав в соответствии с сертификатом производителя (в массовых процентах): Cr – 17,6; Ni – 10,7; Mo – 2,7; Mn – 1,1; Si – 0,1; C – 0,03; S – 0,01; P – 0,02; Fe – основа. Частицы имеют сферическую форму и средний размер 20 мкм. Текучесть порошка после сушки в вакуумной печи в течение 2 часов при температуре 240 °С составляла 2,0 г/с, что достаточно для бесперебойной подачи порошка и формирования однородного порошкового слоя на платформе в процессе ПЛС.

С помощью технологии ПЛС были созданы 35 разных серий образцов. В процессе изготовления каждой серии образцов использовались разные параметры ПЛС: мощность лазера варьировалась в диапазоне 60 до 100 Вт и скорость сканирования лазерного луча – от 50 до 350 мм/сек. Толщина слоя порошка была равна 50 мкм, расстояние между дорожками сканирования составляло 80 мкм. При переходе от слоя к слою направление сканирования изменялось на 90°. Послойное лазерное сплавление образцов осуществлялось на специально изготовленной платформе из стали 03X18H11, близкой по химическому составу к исследуемой стали 316L. Установка поддерживала в автоматическом режиме постоянную температуру 200 °С в процессе ПЛС. После завершения процесса образцы были отделены от платформы с применением электроэрозионной резки, что позволило сохранить высокую точность геометрии образцов и избежать перегрева материала при резке. Использованный в работе порошок стали 316L просеивался, сушился и сплавлялся в процессе ПЛС в защитной инертной среде газообразного аргона высокой чистоты (марка 4.8), степень очистки которого составляла 99,998 %.

3. Результаты экспериментальных исследований

Результаты исследования плотности ПЛС-образцов стали 316L приведены на рис. 1.

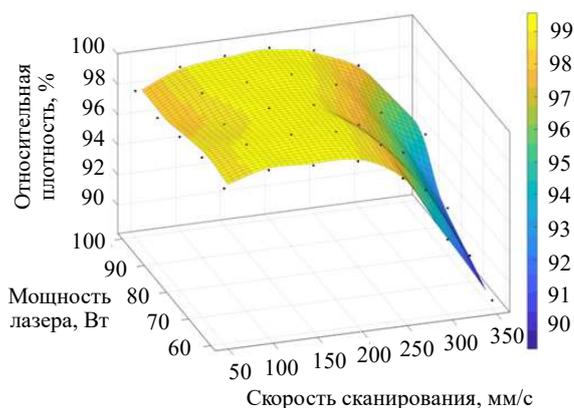


Рис. 1. Диаграмма зависимости относительной плотности ПЛС-образцов стали 316L от мощности лазера и скорости сканирования

Из диаграммы видно, что минимальные значения относительной плотности (менее 90%) получены при мощности 60 Вт и скорости сканирования 350 мм/с, а максимальные значения (99,5%) в двух областях параметров ПЛС: мощность лазера 70–80 Вт и скорость сканирования 150 мм/с, а также и мощность лазера 90–100 Вт и скорость сканирования 200 мм/с.

Результаты исследования прочностных и пластических характеристик ПЛС-образцов стали 316L приведены на рис. 2 и 3.

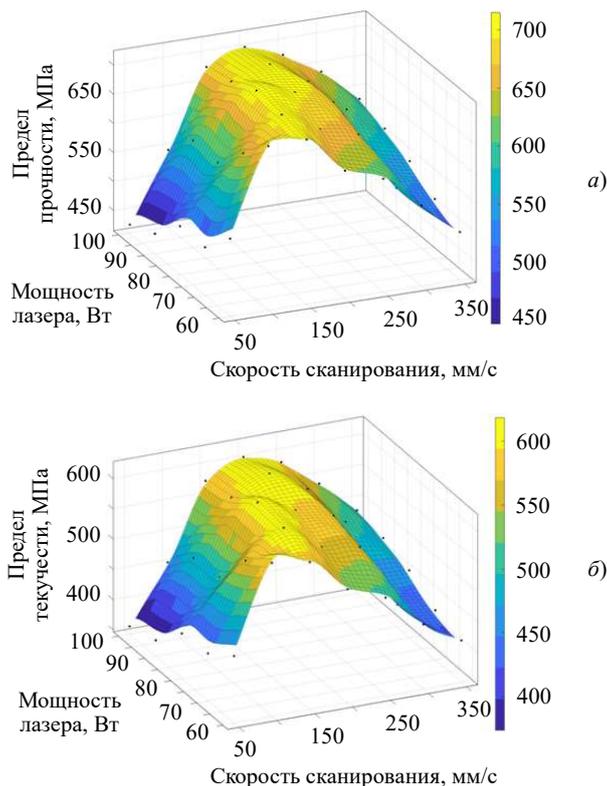


Рис. 2. Диаграммы зависимости предела прочности (а) и условного предела текучести (б) ПЛС-образцов стали 316L от мощности лазера и скорости сканирования

Максимальные значения предела прочности 710 МПа наблюдаются при мощности лазера 90–100 Вт и скорости сканирования 150–200 мм/с; минимальные значения предела прочности 430–500 МПа получены в двух областях параметров ПЛС: мощность 90–100 Вт, скорость сканирования 50 мм/с и мощность 60–70 Вт, скорость сканирования 350 мм/с (рис. 2а). Поведение условного предела текучести в зависимости от основных параметров ПЛС аналогично: максимальные значения составляют 610 МПа, минимальные значения – 360 МПа (рис. 2б). Минимальные значения удлинения после разрыва 20–25% получены при мощности лазера 90–100 Вт и скорости сканирования 50 мм/с; максимальные значения удлинения после разрыва 45–48% – при мощности 80–90 Вт и скорости сканирования 150 мм/с (см. рис. 3).

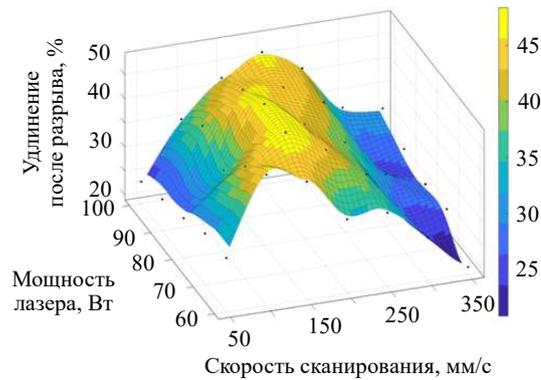


Рис. 3. Диаграмма зависимости величины удлинения после разрыва ПЛС-образца стали 316L от мощности лазера и скорости сканирования

Результаты исследования нанотвердости и модуля Юнга ПЛС-образцов стали 316L показаны на рис. 4. Измерения проведены в центральной зоне образца, усреднение выполнено по 49 отпечаткам, расположенным в виде сетки 7×7.

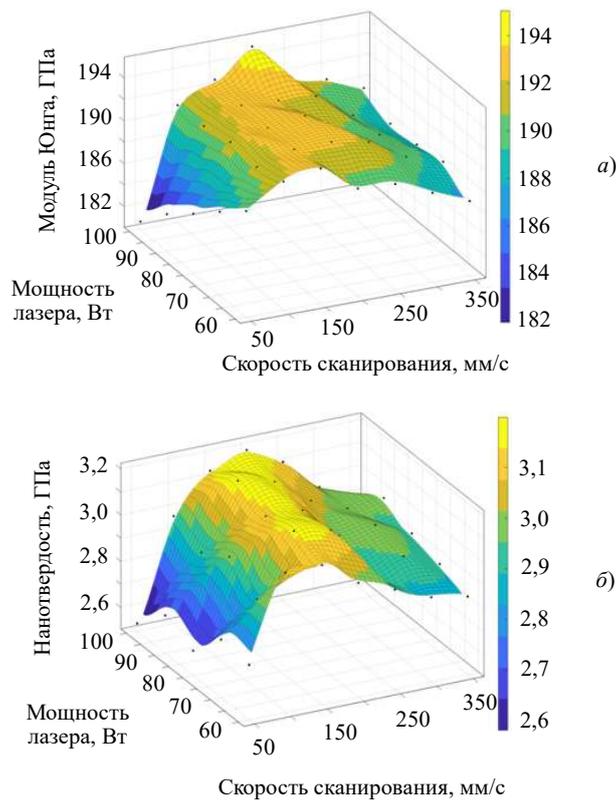


Рис. 4. Зависимость модуля Юнга (а) и нанотвердости (б) ПЛС-стали 316L от мощности лазера и скорости сканирования

Максимальные значения модуля 192–193 ГПа получены при скоростях сканирования 150–200 мм/с в интервале значений мощности лазера 60–100 Вт; минимальные значения модуля Юнга, полученные при мощности 100 Вт и скорости 50 мм/с, состав-

ляют 180 МПа (рис. 4а). Самые низкие значения нанотвердости 2,5–2,6 ГПа имеют ПЛС-образцы стали 316L, изготовленные с использованием параметров мощность лазера 80–100 Вт и скорость сканирования 50 мм/с. Максимальное значение нанотвердости 3,2 ГПа получено при использовании мощности лазера 90–100 Вт и скорости сканирования в диапазоне 150–200 мм/с (рис. 4б).

Характерные изображения микроструктуры ПЛС-образцов стали 316L приведены на рис. 5. В процессе ПЛС в стали 316L сформировалась мелкозернистая микроструктура со средним размером зерен около 15 мкм (рис. 5а), что является характерным для подобного материала и наблюдалось другими исследователями на ПЛС-образцах стали 316L [9, 11, 20]. На рис. 5б приведено изображение мезоструктуры кубических образцов ПЛС-стали XY-плоскости. Наблюдаемые элементы мезоструктуры формируются в процессе кристаллизации ванны расплава и имеют характерный поперечный размер около 150 мкм.

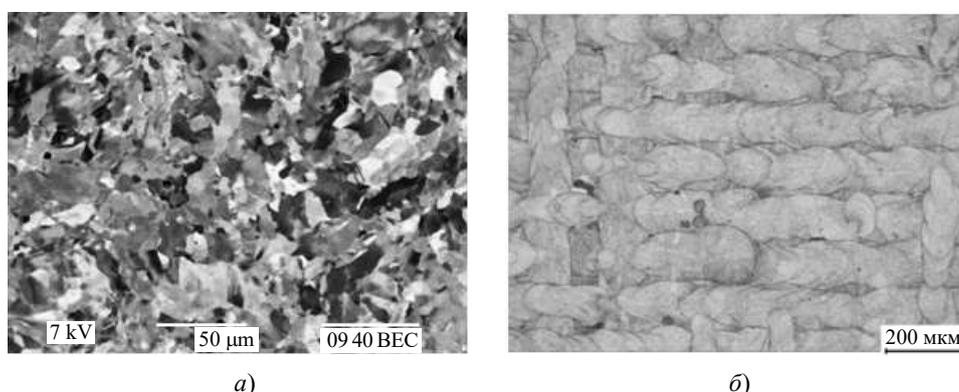


Рис. 5. Микроструктура ПЛС-образцов стали 316L, полученных при параметрах ПЛС: мощность лазера 100 Вт, скорость сканирования 150 мм/с

На рис. 6 приведены характерные изображения структуры стали 316L, полученной в неоптимальных режимах ПЛС.

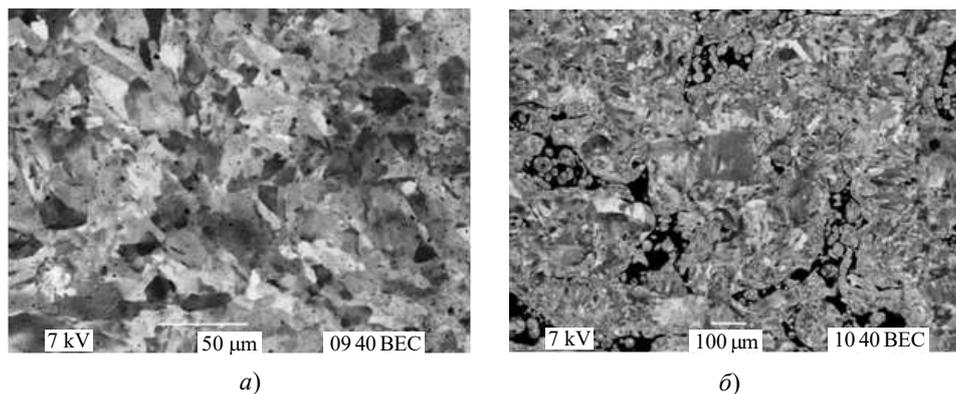


Рис. 6. Пористость ПЛС-образцов стали 316L при различных комбинациях базовых параметров ПЛС

Как видно из рис. 6а, при высоких значениях мощности лазера (100 Вт) и низкой скорости сканирования (менее 100 мм/с) в макроструктуре наблюдается большое количество мелких пор размером 1–5 мкм. При низкой мощности лазера (60 Вт) и

высокой скорости сканирования (более 250 мм/с) возникают крупные поры диаметром 50–100 мкм и наблюдаются нерасплавленные частицы порошка, что обусловлено низкой удельной энергией, выделяющейся в единице объема материала, недостаточной для однородного плавления порошкового слоя (рис. 6б). Отметим, что при оптимальных базовых параметрах ПЛС (мощность лазера 90–100 Вт, скорость сканирования 150–200 мм/с) материал имеет в структуре редкие единичные поры (см. рис. 5), что обуславливает его высокие физико-механические характеристики.

4. Обсуждение результатов исследований

Результаты исследований ПЛС-образцов стали 316L показывают, что полученные значения прочности на 15–20% превышают соответствующие значения для стали, изготовленной с использованием традиционных технологий (проката,ковки и горячего изостатического прессования (ГИП)) (таблица 1). Необходимо отметить, что рассматриваемая ПЛС-сталь практически полностью лишена «традиционных» недостатков материалов, созданных методами порошковой металлургии – образцы стали 316L, полученные в оптимальных режимах ПЛС, имеют рекордно высокую относительную плотность 99,5%. В таблице 2 приведены значения механических характеристик ПЛС-стали [9–11, 21], в которых авторами были указаны основные ПЛС-параметры, использованные при изготовлении исследуемых образцов.

Таблица 1

Физические и механические характеристики стали 316L, изготовленной различными методами

Технология изготовления	Предел прочности, МПа	Удлинение после разрыва, %	Плотность, г/см ³	Источник
Прокат	586	56	7,90	[22]
Холодная деформация	620	30	–	[23]
Ковка	485	40	–	[24]
ГИП	570	54	–	[25]
ПЛС	615	45	7,98	[26]
ПЛС+ГИП	574	52	7,88	[8]
ПЛС	710	48	7,94	Настоящая статья

Результаты исследования показывают, что физико-механические характеристики материала в значительной мере зависят от параметров ПЛС. Качественный анализ поведения зависимостей плотности и механических характеристик от мощности лазера и скорости сканирования показывает, что в первом приближении все получаемые зависимости можно объяснить влиянием объемной доли пор, возникающих в процессе ПЛС.

В многочисленных публикациях, например [9, 11, 20], для объяснения нелинейного поведения характеристик ПЛС-материалов в зависимости от параметров ПЛС используют понятие объемной плотности энергии (ОПЭ) – величину энергии, выделившейся при ПЛС в единице объема материала. Величина ОПЭ широко применяется также при решении задачи оптимизации параметров ПЛС-материалов и обычно определяется соотношением:

$$E = \frac{P}{h \cdot d \cdot V}, \quad (1)$$

где P – мощность лазера, h – толщина слоя, d – расстояние между дорожками сканирования, V – скорость сканирования. В таблице 2 представлены основные параметры ПЛС и значения ОПЭ, при которых достигаются наибольшие прочностные и пластические характеристики. В настоящем исследовании оптимальное значение ОПЭ составляет 125 Дж/мм³ (толщина слоя 50 мкм, расстояния между дорожками сканирования 80 мкм, скорость сканирования 200 мм/с, мощность лазера 100 Вт). При этих параметрах предел прочности достигает 710 МПа, удлинение после разрыва – 48%, относительная плотность – 99,5%.

Таблица 2

Параметры процесса ПЛС, значения ОПЭ и механические характеристики ПЛС-стали 316L

Мощность лазера P , Вт	Толщина слоя h , мкм	Скорость сканирования V , мм/с	Расстояние между дорожками сканирования d , мкм	Объемная плотность энергии E , Дж/мм ³	Предел прочности, МПа	Удлинение после разрыва, %	Источник
100	50	111	120	150	584	41,9	[11]
300	30	800	80	156	711	31,0	[9]
220	40	960	80	72	646	31,2	[10]
107	20	800	70	96	690	32,0	[21]
100	50	200	80	125	710	48,0	Настоящая статья

Наличие областей с низкими значениями физико-механических свойств на диаграммах в осях мощность лазера–скорость сканирования может быть объяснено с помощью анализа зависимости этих свойств от величины объемной плотности энергии. Преобразуем диаграммы, приведенные на рис. 1–4, в графики зависимостей соответствующих показателей от ОПЭ (рис. 7). Для наглядности данные были разбиты на интервалы значений ОПЭ и нормированы на максимальные значения характеристик материала. Как видно из рисунка, низкие значения плотности (95% и ниже) наблюдаются при минимальных значениях ОПЭ 40–60 Дж/мм³. Причиной низкой плотности при низкой мощности лазера и высокой скорости сканирования является высокая пористость, обусловленная низким значением объемной плотности энергии, не позволяющей обеспечить регулярное расплавление порошка. Также низкие показатели относительной плотности (около 98%) наблюдаются и при максимальных рассмотренных значениях ОПЭ (400–500 Дж/мм³), что обусловлено особенностями протекания процессов, возникающих в ванне расплава при ПЛС при температурах, близких к температуре испарения [20]. Многие исследователи подчеркивают, что кристаллизация перегретого расплава в таком случае сопровождается возникновением большого количества пор [9, 20]. Из рис. 7 следует, что поведение рассмотренных физико-механических характеристик имеет схожий характер: существует область максимальных значений в диапазоне значений ОПЭ от 120 до 140 Дж/мм³, при этом как при низких (меньше 60 Дж/мм³), так и при высоких (больше 200 Дж/мм³) значениях ОПЭ наблюдается снижение показателей всех характеристик. Таким образом, можно считать, что причиной их снижения в обоих случаях является повы-

шение пористости материала, возникающее под влиянием различных факторов при низких и при высоких значениях ОПЭ.

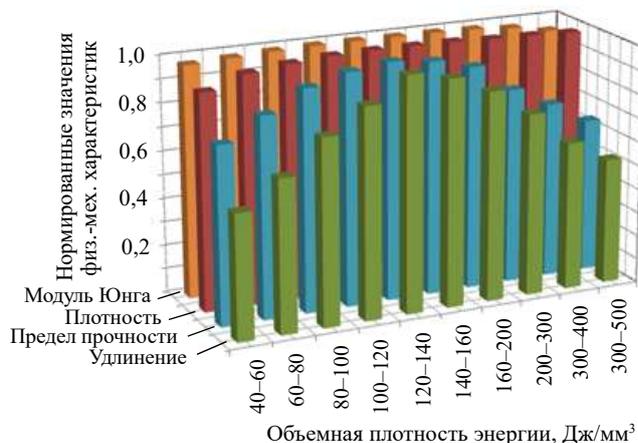


Рис. 7. Зависимость нормированных значений физико-механических характеристик ПЛС-образцов стали 316L от объемной плотности энергии E при ПЛС

Рассмотрим подробнее вопрос влияния плотности (пористости) материала на его прочностные свойства. На рис. 8 приведена зависимость предела прочности от величины пористости ПЛС-образцов стали 316L. Для оценки пористости использовалось выражение $\varphi = 100\% - \rho_{\text{отн}}$, где φ и $\rho_{\text{отн}}$ – пористость и относительная плотность материала соответственно. Значения пористости и предела прочности получены из данных, представленных на соответствующих рис. 1 и 2.

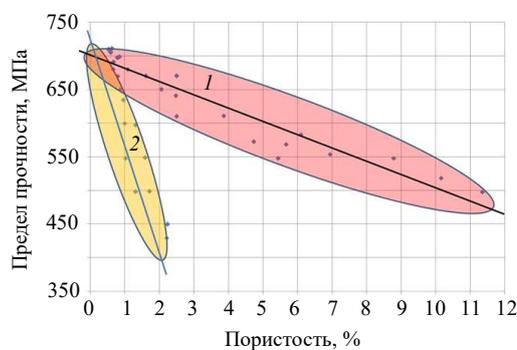


Рис. 8. Диаграмма предел прочности–пористость для ПЛС-стали 316L

Как видно из рис. 8, при значениях пористости в интервале 1–2% значения предела прочности попадают в две разные области, которые характеризуются разными углами наклона в координатах пористость–прочность. Экспериментальные точки, полученные при низких значениях ОПЭ в интервале 40–90 Дж/мм³, образуют область 1; точки, полученные при высоких значениях ОПЭ в интервале 150–500 Дж/мм³, образуют область 2. Как было отмечено, при высоких и низких ОПЭ (относительно оптимальных значений ОПЭ 120–140 Дж/мм³) задействованы разные механизмы образования пор, при этом сами поры имеют различные размеры и характер распределения (см. рис. 6), что приводит к отличию в поведении прочностных характеристик в зависимости от значения пористости материала. Кроме того, наличие пор в количе-

стве 2% в области с высокими значениями ОПЭ приводит к более существенному падению предела прочности, чем аналогичное количество пор в области с низкими значениями ОПЭ. В первом случае падение предела прочности составляет почти 40%, тогда как во втором случае не превышает 10%. Следует отметить, что количество и характер распределения пор более значительно влияет на прочностные характеристики стали 316L, чем их размер. Таким образом, технология ПЛС позволяет управлять пористостью стали 316L и создавать как структуры с плотностью, близкой к теоретическим значениям, так и пористые структуры с контролируемым размером и распределением пор по объему.

Заключение

Проведены комплексные исследования физических и механических характеристик, а также микроструктуры ПЛС-образцов стали 316L. Получены зависимости плотности, предела прочности, предела текучести, удлинения после разрыва, а также модуля Юнга и нанотвердости ПЛС-стали 316L от основных технологических параметров ПЛС (мощность лазера, скорость сканирования).

Получены высокие прочностные и пластические характеристики ПЛС-стали 316L (предел прочности 710 МПа, предел текучести 610 МПа, удлинение после разрыва 48%) при оптимальных ПЛС-параметрах (мощность лазера 100 Вт, скорость сканирования 200 мм/с, толщина слоя 50 мкм, расстояние между линиями штриховки 80 мкм).

Нелинейное поведение механических характеристик ПЛС-стали 316L в зависимости от значений основных параметров ПЛС может быть объяснено влиянием пористости, возникающей при неоптимальных режимах сплавления.

Показано, что технология ПЛС позволяет управлять пористостью стали 316L, создавая структуры с плотностью, близкой к теоретическим значениям, и пористые структуры с контролируемым размером и распределением пор по объему.

Список литературы

1. Zhao C., Bai Y., Zhang Y., Wang X., Xue J.M., Wang H. Influence of scanning strategy and building direction on microstructure and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials & Design*. 2021. Vol. 209. P. 109999-1 – 109999-15. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109999>.
2. Dwivedi S., Dixit A.R., Kumar A. Wetting behavior of selective laser melted (SLM) biomedical grade stainless steel 316L. *Materials Today: Proceedings*. 2022. Vol. 56. Pt. 1. P. 46–50. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.046>.
3. Zhang C., Zhang L., Xu H., Li P., Qian B. Performance of pool boiling with 3D grid structure manufactured by selective laser melting technique. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2019. Vol. 128. P. 570–580. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.09.021>.
4. Guo A.X.Y., Cheng L., Zhan S. et al. Biomedical applications of the powder-based 3D printed titanium alloys: A review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022. Vol. 125. P. 252–264. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.11.084>.
5. Bozkurt Y., Karayel E. 3D printing technology; methods, biomedical applications, future opportunities and trends. *Journal of Materials Research & Technology*. 2021. Vol. 14. P. 1430–1450. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.050>.
6. Oliveira J.P., LaLonde A.D., Mac J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing. *Materials & Design*. 2020. Vol. 193. P. 108762-1 – 108762-12. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108762>.

7. Ahmed N., Barsoum I., Haidemenopoulos G., Al-Rub R.K.A. Process parameter selection and optimization of laser powder bed fusion for 316L stainless steel: A review. *Journal of Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 75. P. 415–434. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.064>.
8. Shin W.-S., Son B., Song W., Sohn H., Jang H., Kim Y.-J., Park C. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting. *Materials Science & Engineering A*. 2021. Vol. 806. P. 140805-1 – 140805-14. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805>.
9. Donik C., Kraner J., Paulin I., Godec M. Influence of the energy density for selective laser melting on the microstructure and mechanical properties of stainless steel. *Metals*. 2020. Vol. 10. Iss. 7. P. 919–938. <https://doi.org/10.3390/met10070919>.
10. Zhang Z., Chu B., Wang L., Lu Z. Comprehensive effects of placement orientation and scanning angle on mechanical properties and behavior of 316L stainless steel based on the selective laser melting process. *Journal of Alloys & Compounds*. 2019. Vol. 791. P. 166–175. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.082>.
11. Larimian T., Kannan M., Grzesiak D., AlMangour B., Borkar T. Effect of energy density and scanning strategy on densification, microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel processed via selective laser melting. *Materials Science & Engineering A*. 2020. Vol. 770. P. 138455-1 – 138455-33. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138455>.
12. Chao Q., Thomas S., Birbilis N., Cizek P., Hodgson P.D., Fabijanic D. The effect of post-processing heat treatment on the microstructure, residual stress and mechanical properties of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials Science & Engineering A*. 2021. Vol. 821. Article No 141611. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141611>.
13. Maksimkin I.P., Yukhimchuk A.A., Malkov I.L. et al. Effect of hydrogen on the structure and mechanical properties of 316L steel and Inconel 718 alloy processed by selective laser melting. *Materials*. 2022. Vol. 15. Iss. 14. P. 4806-1 – 4806-15. <https://doi.org/10.3390/ma15144806>.
14. Максимкин И.П., Царёв М.В., Юхимчук А.А. и др. Свойства поверхности частиц порошков стали 316L и сплава Inconel 718 и взаимодействие с водородом образцов, полученных из этих порошков методом ПЛС. *Материаловедение*. 2022. №1. С. 7–17. DOI: 10.31044/1684-579X-2022-0-1-7-17.
15. Алефельд Г., Фелькль И. *Водород в металлах*. Т. 2. Прикладные аспекты. М.: Мир, 1981. 430 с.
16. Kumnick A.J., Johnson H.H. Hydrogen transport through annealed and deformed armco iron. *Metallurgical Transactions*. 1974. Vol. 5. P. 1199–1206. <https://doi.org/10.1007/BF02644334>.
17. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б. *Водородная хрупкость металлов*. М.: Металлургия, 1967. 256 с.
18. Белоглазов С.М. *Электрохимический водород и металлы. Поведение, борьба с охрупчиванием*. Калининград: Изд-во КГУ, 2004. 321 с.
19. Добаткин В.И., Габидуллин Р.М., Колачев Б.А., Макаров Г.С. *Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах*. М.: Металлургия, 1976. 264 с.
20. Agrawal A.K., de Bellefon G.M., Thoma D. High-throughput experimentation for microstructural design in additively manufactured 316L stainless steel. *Materials Science & Engineering A*. 2020. Vol. 793. P. 139841-1 – 139841-12. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139841>.
21. Marattukalama J.J., Karlsson D., Pacheco V., Beran P., Wiklund U., Jansson U., Hjärvarssona B., Sahlberg M. The effect of laser scanning strategies on texture, mechanical properties, and site-specific grain orientation in selective laser melted 316L SS. *Materials & Design*. 2020. Vol. 193. P. 108852-1 – 108852-11. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108852>.
22. *Specification Sheet: Alloy 316/316L*. <https://www.sandmeyersteel.com/images/316-316L-317L-Spec-Sheet.pdf>.
23. *Handbook of Comparative World Steel Standards. ASTM D67B*. Ed. J.E. Bringas. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International, 2004. 632 p.
24. ASTM A276. *Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes*. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International. 2017. 8 p.
25. LiY., Ma C., Qin F., Chen H., Zhao X., Liu R., Gao S. The microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel prepared by forge and laser melting deposition. *Materials*

Science & Engineering: A. 2023. Vol. 870. Article No 144820. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144820>.

26. Saeidi K., Akhtar F. Microstructure-tailored stainless steels with high mechanical performance at elevated temperature. In: *Stainless Steels and Alloys*. Ed. Z. Duriagina. London: IntechOpen, 2018. P. 113–132. DOI: 10.5772/intechopen.80468.

27. *Material Data Sheet 316L*. ASTM A276 / DIN EN 10088 / 1.4404. SLM solutions. 6 p. https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Powder/MDS/nw/MDS_316L_2022-10_EN.pdf.

References

1. Zhao C., Bai Y., Zhang Y., Wang X., Xue J.M., Wang H. Influence of scanning strategy and building direction on microstructure and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel. *Mater. Des.* 2021. Vol. 209. P. 109999-1 – 109999-15. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109999>.

2. Dwivedi S., Dixit A.R., Kumar A. Wetting behavior of selective laser melted (SLM) bio-medical grade stainless steel 316L. *Materials Today: Proceedings*. 2022. Vol. 56. Pt. 1. P. 46–50. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.046>.

3. Zhang C., Zhang L., Xu H., Li P., Qian B. Performance of pool boiling with 3D grid structure manufactured by selective laser melting technique. *Int. J. Heat and Mass Transf.* 2019. Vol. 128. P. 570–580. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.09.021>.

4. Guo A.X.Y., Cheng L., Zhan S. et al. Biomedical applications of the powder-based 3D printed titanium alloys: A review. *J. Mater. Sci. Technol.* 2022. Vol. 125. P. 252–264. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.11.084>.

5. Bozkurt Y., Karayel E. 3D printing technology; methods, biomedical applications, future opportunities and trends. *J. Mater. Res. Technol.* 2021. Vol. 14. P. 1430–1450. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.050>.

6. Oliveira J.P., LaLonde A.D., Mac J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing. *Mater. Des.* 2020. Vol. 193. P. 108762-1–108762-12. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108762>.

7. Ahmed N., Barsoum I., Haidemenopoulos G., Al-Rub R.K.A. Process parameter selection and optimization of laser powder bed fusion for 316L stainless steel: A review. *J. Manuf. Processes*. 2022. Vol. 75. P. 415–434. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.064>.

8. Shin W.-S., Son B., Song W., Sohn H., Jang H., Kim Y.-J., Park C. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting. *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. Vol. 806. P. 140805-1 – 140805-14. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805>.

9. Donik C., Kraner J., Paulin I., Godec M. Influence of the energy density for selective laser melting on the microstructure and mechanical properties of stainless steel. *Metals*. 2020. Vol. 10. Iss. 7. P. 919–938. <https://doi.org/10.3390/met10070919>.

10. Zhang Z., Chu B., Wang L., Lu Z. Comprehensive effects of placement orientation and scanning angle on mechanical properties and behavior of 316L stainless steel based on the selective laser melting process. *J. Alloys & Compd.* 2019. Vol. 791. P. 166–175. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.082>.

11. Larimian T., Kannan M., Grzesiak D., AlMangour B., Borkar T. Effect of energy density and scanning strategy on densification, microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel processed via selective laser melting. *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. Vol. 770. P. 138455-1 – 138455-33. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138455>

12. Chao Q., Thomas S., Birbilis N., Cizek P., Hodgson P.D., Fabijanic D. The effect of post-processing heat treatment on the microstructure, residual stress and mechanical properties of selective laser melted 316L stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. Vol. 821. Article No 141611. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141611>.

13. Maksimkin I.P., Yukhimchuk A.A., Malkov I.L. et al. Effect of hydrogen on the structure and mechanical properties of 316L steel and Inconel 718 alloy processed by selective laser melting. *Materials*. 2022. Vol. 15. Iss. 14. P. 4806-1 – 4806-15. <https://doi.org/10.3390/ma15144806>.

14. Maksimkin I.P., Tsarev M.V., Yukhimchuk A.A. et al. Svoystva poverkhnosti chastits poroshkov stali 316L i splava Inconel 718 i vzaimodeystvie s vodorodom obraztsov, poluchennykh iz etikh poroshkov metodom PLS [Properties of particles' surface of 316l steel and Inconel 718 alloy powders and interaction with hydrogen of specimens produced from these powders by Layered Laser Fusion]. *Materialovedenie*. 2022. №1. C. 7–17 (In Russian).
15. Alefeld G., Völkl I. *Hydrogen in Metal II: Application-Oriented Properties*. Berlin. Heidelberg. New York. Springer-Verlag. 1978. 390 p.
16. Kumnick A.J., Johnson H.H. Hydrogen transport through annealed and deformed armco iron. *Metallurgical Transactions*. 1974. Vol. 5. P. 1199–1206. <https://doi.org/10.1007/BF02644334>.
17. Moroz L.S., Chechulin B.B. *Vodorodnaya khrupkost metallov [Hydrogen Brittleness of Metals]*. Moscow. Metallurgiya Publ. 1967. 256 p. (In Russian).
18. Beloglazov S.M. *Elektrokhimicheskiy vodorod i metally. Povedenie, borba s okhrupchivaniem [Electrochemical Hydrogen and Metals. Behavior. Fight against Embrittlement]*. Kalinin-grad. KGU Publ. 2004. 321 p. (In Russian).
19. Dobatkin V.I., Gabidullin R.M., Kolachev B.A., Makarov G.S. *Gazy i okisly v alyuminievykh deformiruemykh splavakh [Gases and Oxides in Aluminum Wrought Alloys]*. Moscow. Metallurgiya Publ. 1976. 264 p. (In Russian).
20. Agrawal A.K., de Bellefon G.M., Thoma D. High-throughput experimentation for microstructural design in additively manufactured 316L stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. Vol. 793. P. 139841-1 – 139841-12. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139841>
21. Marattukalama J.J., Karlsson D., Pacheco V., Beran P., Wiklund U., Jansson U., Hjärvarsson B., Sahlberg M. The effect of laser scanning strategies on texture, mechanical properties, and site-specific grain orientation in selective laser melted 316L SS. *Mater. Des.* 2020. Vol. 193. P. 108852-1 – 108852-11. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108852>.
22. *Specification Sheet: Alloy 316/316L*. <https://www.sandmeyersteel.com/images/316-316L-317L-Spec-Sheet.pdf>
23. *Handbook of Comparative World Steel Standards*. ASTM DS67B. Ed. J.E. Bringas. West Conshohocken, PA, USA. ASTM International. 2004. 632 p.
24. ASTM A276. *Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes*. West Conshohocken, PA, USA. ASTM International. 2017. 8 p.
25. Li Y., Ma C., Qin F., Chen H., Zhao X., Liu R., Gao S. The microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel prepared by forge and laser melting deposition. *Mater. Sci. Eng. A*. 2023. Vol. 870. Article No 144820. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144820>.
26. Saeidi K., Akhtar F. Microstructure-tailored stainless steels with high mechanical performance at elevated temperature. In: *Stainless Steels and Alloys*. Ed. Z. Duriagina. London. IntechOpen. 2018. P. 113–132. DOI: 10.5772/intechopen.80468.
27. *Material Data Sheet 316L*. ASTM A276 / DIN EN 10088 / 1.4404. SLM solutions. 6 p. https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Powder/MDS/nw/MDS_316L_2022-10_EN.pdf.

**IMPROVING THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF 316L STAINLESS STEEL
PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING
AND STUDYING THE EFFECT OF POROSITY ON STRENGTH***

**Gryaznov M.Yu.¹, Shotin S.V.¹, Chuvildeev V.N.¹,
Semenycheva A.V.¹, Musyaev R.K.², Yukhimchuk A.A.²**

¹*National Research Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod,
Nizhny Novgorod, Russian Federation*

²*Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics,
Sarov, Russian Federation*

Semenycheva@nifti.unn.ru

Received by the Editor 2023/05/30

The results of experiments on the study of the physical and mechanical properties and microstructure of 316L stainless steel produced by additive technology selective laser melting are obtained. The dependences of the physical and mechanical properties (density, tensile strength, yield strength, elongation to failure, Young's modulus, nano hardness) of 316L steel on the main parameters of the selective laser melting (laser power, scanning speed) are obtained. 316L steel produced by selective laser melting has high mechanical characteristics: tensile strength – 710 MPa; yield strength – 610 MPa; elongation to failure – 48%; relative density – 99.5%, which is comparable to the values obtained for 316L steel produced by traditional methods. These characteristics were obtained using the optimal parameters of selective laser melting: laser power 100 W, scanning speed 200 mm/s, layer thickness 50 μm , the distance between the scanning tracks is 80 μm . It is shown that the use of the “volumetric energy density” parameter is usefully for carrying out a primary assessment of technological modes and solving the problem of optimizing the parameters of selective laser melting to obtain a material with high physical and mechanical properties. The nonlinear dependence of the mechanical properties of 316L steel on the main technological parameters can be explained by the influence of porosity arising at non-optimal modes. It is shown that selective laser melting allows controlling the porosity of 316L steel by varying the parameters of the technological mode. Thus selective laser melting makes it possible to produce both a material with a high density close to theoretical values and a material with controlled porosity.

Keywords: selective laser melting, 316L stainless steel, density, porosity, strength, plasticity.

*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).