

Научная статья

УДК 778.64:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-3-16

АНАЛИЗ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Д.И. Сухов¹, В.Д. Гоголева¹, Д.А. Мовенко¹

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

Аннотация. Представлены этапы построения карты процесса селективного лазерного сплавления для никелевых сплавов: первоначально карта построена с применением термодинамического моделирования, затем уточнена и верифицирована эмпирическим путем. Установлен оптимальный интервал линейной плотности энергии для никелевых сплавов вне зависимости от типа штриховки. Показано, что для рассмотренных никелевых сплавов кривые зависимости пористости, среднего и максимального размера пор от линейной плотности энергии в оптимальном интервале носят параболический характер.

Ключевые слова: аддитивные технологии, жаропрочные никелевые сплавы, селективное лазерное сплавление, режимы синтеза, термодинамическое моделирование, плотность энергии

Для цитирования: Сухов Д.И., Гоголева В.Д., Мовенко Д.А. Анализ режимов селективного лазерного сплавления никелевых сплавов с применением термодинамического моделирования // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 3–16. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-3-16.

Scientific article

ANALYSIS OF SELECTIVE LASER MELTING MODES OF NICKEL ALLOYS USING THERMODYNAMIC MODELING

D.I. Suhov¹, V.D. Gogoleva¹, D.A. Movenko¹

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

Abstract. In this paper the stages of constructing a map of the selective laser melting process for nickel alloys presented: initially, the map was initially constructed using thermodynamic modeling, then refined and empirically verified. The optimal range of linear energy density for nickel alloys is established, regardless of the hatching type. For the nickel alloys considered in this work the curves for porosity, average and maximum pore size on linear energy density in the optimal range are parabolic.

Keywords: additive manufacturing, heat-resistant nickel alloys, selective laser melting, SLM parameters, thermodynamic modeling, energy density

For citation: Suhov D.I., Gogoleva V.D., Movenko D.A. Analysis of selective laser melting modes of nickel alloys using thermodynamic modeling. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 3–16. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-3-16.

Введение

Аддитивные технологии – одно из самых динамично развивающихся направлений в современной промышленности. Они позволяют получать детали сложной конфигурации, изготовление которых по традиционным технологиям либо невозможно, либо сопряжено со значительными технологическими трудностями. При этом качество деталей, изготовленных по аддитивным технологиям, позволяет использовать их в изделиях ответственного назначения. В мире планомерно происходит внедрение аддитивных технологий в серийное производство в различных отраслях – от медицины до авиации [1–4].

Одним из самых распространенных методов аддитивных технологий является селективное лазерное сплавление (СЛС). В данном методе применяются самые современные технологические разработки и материалы. Одними из основных материалов для аддитивных технологий как на этапе зарождения этого метода, так в процессе его развития были и остаются сплавы на основе никеля. В настоящее время в аддитивных технологиях используется широкая номенклатура таких сплавов – от адаптированных (изначально предназначенных для традиционных технологий литья и деформации) до специально разработанных с учетом особенностей структуры, получаемой в процессе высокоскоростного охлаждения при синтезе [5–10].

В методе СЛС особое внимание всегда уделялось разработке режимов синтеза, так как минимальное количество дефектов в получаемом материале – залог высокого уровня свойств. Основными параметрами синтеза являются мощность лазера, скорость и интервал сканирования, а также такой параметр, как перекрытие «островков» при использовании шахматной стратегии экспонирования [11]. Основным комплексным показателем режима синтеза служит объемная плотность энергии, рассчитываемая по формуле [12]

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

где P – мощность лазерного луча, Вт; v – скорость сканирования, мм/с; t – толщина слоя порошка, мм; h – интервал сканирования, мм.

В современных работах для анализа режимов также применяют линейную плотность энергии [13, 14]:

$$E_{lin} = \frac{P}{v}.$$

В отечественной практике количество статей, посвященных исследованию влияния параметров синтеза на качество получаемого материала, невелико. Как одну из первых следует отметить работу [15], авторы которой предприняли попытку проанализировать режимы синтеза титанового и вольфрамового порошков. Установлено, что для получения плотного материала с размерами пор <100 мкм интенсивность лазера должна составлять 1500 и 2000 мА для титанового и вольфрамового порошка соответственно. В настоящее время такой подход считается устаревшим, так как общепринято оценивать эффективность работы лазера с учетом его мощности.

Влияние основных параметров синтеза (P , v , h) на образование пористости в синтезированном материале исследовали в работе [11]. Отмечено, что при определенных (пиковых) значениях интервала сканирования наблюдается снижение пористости при прочих равных параметрах, следовательно, для каждого сплава необходимо выявлять это пиковое значение. Другой важный вывод – с увеличением скорости сканирования целесообразно уменьшать интервал сканирования.

Авторы работы [16] при моделировании режима синтеза предложили формулу для определения оптимальной мощности лазера, учитывающую теплофизические параметры материала для синтеза. Вкупе с одним из традиционных вариантов подхода к разработке режимов, заключающимся в анализе формы единичного трека, определены

оптимальные параметры для синтеза алюминиевого сплава системы Al–Ce–Cu, а также показаны линейная зависимость возрастания оптимальной мощности лазера с увеличением скорости сканирования, зависимости пористости материала от объемной плотности энергии и скорости сканирования.

В мировой практике особое внимание уделяется построению так называемого process window, т. е. технологического окна или карты процесса. Это область в координатах «мощность лазера–скорость сканирования», в которой сосредоточен основной массив оптимальных сочетаний параметров синтеза, позволяющих получить минимальные значения пористости материала [17]. Граничными значениями этой области служат максимальное и минимальное значения объемной плотности энергии, формируя таким образом эффективный интервал, который в идеале должен быть определен для каждого сплава [11]. Примерами работ, в которых разрабатывали и исследовали карты процесса, являются [14, 18–23]. Исследователи зачастую использовали итерационные эмпирические подходы, изредка, как, например, в работе [22], применяя методы предиктивной аналитики.

При этом становятся все более распространенными работы по термодинамическому моделированию СЛС [24–27], некоторые из которых, например работа [26], являются первичными попытками не просто аналитически составить представление о происходящих процессах, но и увязать термодинамику синтеза с его реальными параметрами и оценить их влияние на структуру получаемого материала. В работе [27] применяли термодинамический подход для анализа единичных треков процесса СЛС.

В связи с этим интересен подход с термодинамическим моделированием карты процесса для никелевых сплавов, что позволит избежать многочисленных итераций, требуемых для нахождения интервала эффективной объемной плотности энергии E для каждого сплава. При этом предполагается рассмотреть линейную плотность энергии E_{lin} в качестве замены объемной плотности энергии E .

Цель работы – анализ и построение универсальной карты СЛС для никелевых сплавов с применением термодинамического моделирования, наиболее точно отражающей реальный процесс синтеза.

Материалы и методы

Основной особенностью эксперимента являлось моделирование карты процесса СЛС для одного из самых распространенных в аддитивных технологиях никелевых сплавов Inconel 738LC с последующей проверкой полученных данных на отечественных никелевых сплавах для подтверждения ее универсальности.

В программном комплексе, работающем на основе метода CALPHAD, проводили моделирование ванн расплава при синтезе никелевого сплава с оценкой характерных размеров (ширина и глубина) и превалирования типа дефектов в структуре (поры или несплавления). Параметры синтеза задавали матрицей режимов, в которой варьировали мощность лазера и скорость сканирования, при этом толщина слоя металлопорошковой композиции составила 0,03 и 0,04 мм, температура подогрева платформы построения 200 °С, диаметр пятна лазера 0,1 мм. Моделирование проводили для различных интервалов сканирования, значения которых находились в диапазоне 0,06–0,13 мм. Визуализировали полученные результаты для каждой толщины слоя путем построения карт процесса в координатах « $P-v$ » с векторной оценкой измерения полей карты в зависимости от интервала сканирования. После первичной оценки соответствия карты процесса, полученной для толщины слоя 0,03 мм, эмпирическим данным проводили ее корректировку путем введения поправочных коэффициентов с последующей верификацией. Для первичной оценки использовали результаты анализа пористости образцов из никелевого сплава системы Ni–Cr–Al–Mo–Nb с низким содержанием γ' -фазы, изготовленных с интервалом сканирования 0,105 мм (шахматная штриховка, chess), для

верификации – результаты анализа пористости образцов из этого же сплава со значениями интервала сканирования 0,07–0,09 мм (штриховка полосами, *stripes*), а также образцов из коррозионностойкого сплава системы Ni–Cr–Al с интервалом сканирования 0,105 мм (шахматная штриховка).

В вакуумной печи выплавляли литые шихтовые заготовки из никелевых сплавов, которые затем использовали для получения металлопорошковой композиции методом газовой атомизации расплава. Рассев порошка по фракциям осуществляли с использованием промышленного ситового классификатора. Проводили также отделение тонкой (менее 10 мкм) фракции на газодинамическом сепараторе. Для получения синтезированного материала использовали порошок с основной фракцией размером 10–63 мкм. Процесс СЛС проводили в среде азота, толщина слоя составляла 0,03 мм, подогрев платформы построения осуществляли до температуры ≤ 200 °С. Для изготовления образцов использовали интервал сканирования 0,07–0,105 мм при скорости сканирования 800 и 1000 мм/с.

Для оценки пористости (%), максимального и среднего размера дефектов (мкм) для каждого режима СЛС из полученных образцов изготовлены шлифы и исследованы в двух направлениях (XY и XZ) с помощью оптического микроскопа и прилагаемого программного обеспечения, после чего для каждого режима значения усредняли. Каждое направление одного режима рассмотрено по пяти полям при увеличении $\times 100$. Для дальнейшего анализа полученных результатов применяли программы Math и CAD.

Результаты и обсуждение

Пример построенной карты процесса для толщины слоя 0,03 мм и интервала сканирования 0,08 мм представлен на рис. 1. Карту процесса можно разделить на четыре области.

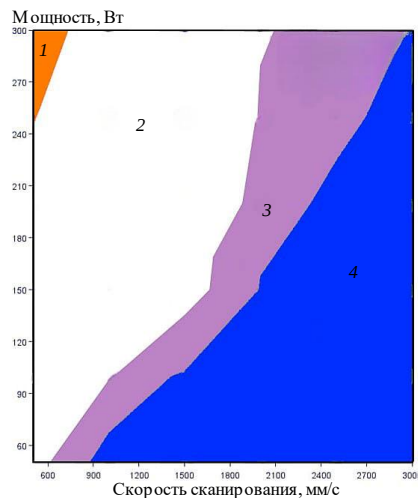


Рис. 1. Карта процесса для толщины слоя 0,03 мм и интервала сканирования 0,08 мм

Область, закрашенная оранжевым цветом (область 1), включает режимы, обеспечивающие повышенные значения пористости с превалированием типа дефектов «поры» (*keyhole*). Дефекты такого типа (закрытые газовые поры) образуются в результате сильного переплавления материала при синтезе, в процессе которого наступает локальное испарение материала, приводящее к захвату газа из атмосферы [28]. Типичный вид такого дефекта приведен на рис. 2, а. Область 1 формируется на базе моделирования единичных треков.

Область белого цвета (область 2) – это зона с минимальным количеством дефектов, т. е. технологическое окно, в котором находятся оптимальные режимы синтеза. При этом следует отметить, что не все режимы в этой области обеспечивают

одинаковую пористость, однако она в большинстве случаев меньше, чем пористость, выявляемая для остальных областей карты процесса.

Области сиреневого и синего цветов (области 3 и 4 соответственно) включают режимы с повышенными значениями пористости, в которых преобладают дефекты типа «несплавления» (*lack of fusion*). Такие дефекты образуются из-за недостатка энерго-вложения, при котором образуются области несплавленных частиц металлопорошковой композиции [29]. Типичный вид такого дефекта приведен на рис. 2, б. Отличие областей заключается в том, что область 3 формируется после моделирования процессов наложения треков друг на друга, ее размер напрямую связан с интервалом сканирования – в ней находятся режимы, для которых конкретный интервал недостаточен и не обеспечивает необходимого перекрытия треков для образования бездефектной структуры. Область 4, как и область 1, формируется на базе моделирования единичных треков.

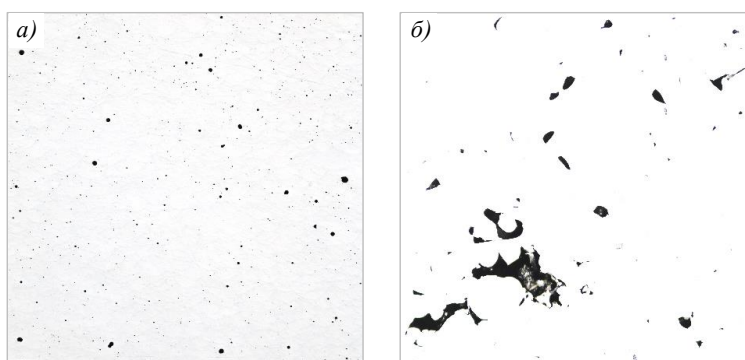


Рис. 2. Дефекты микроструктуры: а – поры; б – несплавления

На рис. 3 представлены карты процесса для толщины слоя 0,03 и 0,04 мм. Вектором на них отмечено сокращение области 2 при увеличении интервала сканирования. Таким образом, чтобы не учитывать этот параметр, необходимо исследовать режимы в максимально сокращенной области 2. Это значительно уменьшит область поиска наиболее эффективных режимов синтеза.

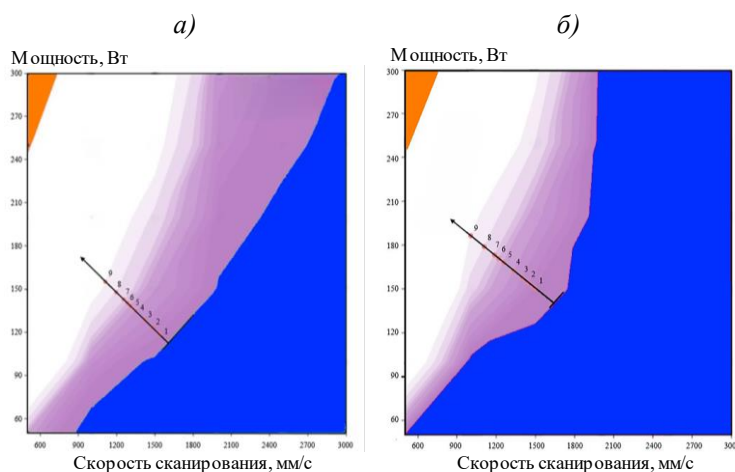


Рис. 3. Карты процесса для толщины слоя 0,03 (а) и 0,04 мм (б)

Следует отметить, что при увеличении толщины слоя порошка с 0,03 до 0,04 мм области 3 и 4 тоже увеличиваются, что объясняется физикой процесса синтеза – для более толстых слоев порошка требуется большее энерго-вложение для получения синтезированного материала с минимальным количеством дефектов, что при одинаковых параметрах сокращает область 2.

При анализе карт процесса можно заметить, что если границы области 2 представить как прямые линии, то для них отношение P/v будет постоянным – это и будет интервал эффективной линейной плотности энергии E_{lin} , аналогично интервалу эффективной объемной плотности энергии, представленному в работе [11]. Тогда минимальное и максимальное значения E_{lin} будут составлять $\sim 0,18$ и $\sim 0,43$ Дж/мм соответственно.

Этот интервал можно уточнить, обратившись к результатам моделирования характерных размеров ванны расплава. Основными параметрами, полученными при моделировании, являются: w – ширина ванны расплава (*width*), d – глубина ванны расплава (*depth*), D_h – глубина на половине межтрекового расстояния (*depth at half of the hatch distance*). Принципиальная схема и визуализация процесса в программном комплексе приведены на рис. 4, результаты моделирования с кривыми аппроксимации – на рис. 5. При аппроксимации зависимостей на рис. 5 выявлено, что увеличение глубины ванны расплава при изменении E_{lin} представляет собой линейную функцию, тогда как возрастание ширины ванны расплава лучше описывает полином четвертого порядка. При более детальном изучении графиков отмечено, что при значении $E_{lin} = 0,10\text{--}0,15$ Дж/мм характер кривых изменяется (рис. 6).

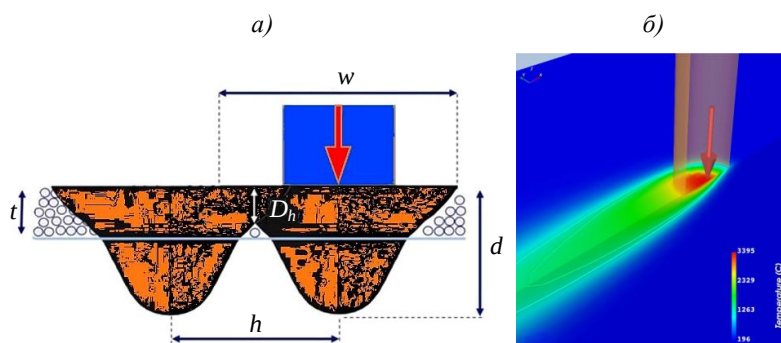


Рис. 4. Принципиальная схема процесса синтеза (а) и его визуализация в программном комплексе (б): w , d – ширина и глубина ванны расплава соответственно; D_h – глубина на половине межтрекового расстояния; h – интервал сканирования; t – толщина слоя порошка

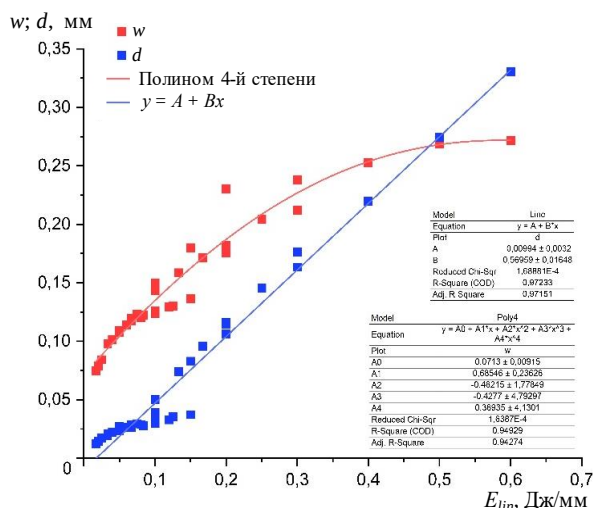


Рис. 5. Зависимости ширины w и глубины d ванны расплава от линейной плотности энергии E_{lin}

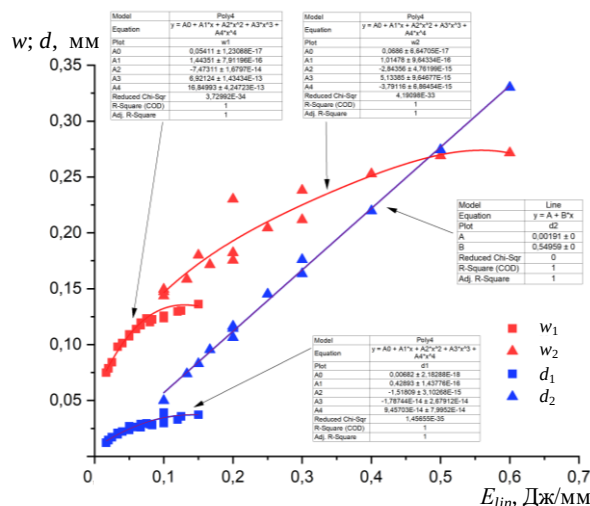


Рис. 6. Зависимости ширины w и глубины d ванны расплава от линейной плотности энергии E_{lin} с учетом изменения монотонности возрастания: w_1 и d_1 соответствуют $E_{lin} < 0,10\text{--}0,15$ Дж/мм, w_2 и d_2 – $E_{lin} > 0,10\text{--}0,15$ Дж/мм

Исходя из предположения, что глубина ванны расплава должна быть значительно больше толщины слоя, который для никелевых сплавов составляет обычно 0,03–0,04 мм, то нижним пределом для параметра E_{lin} служит значение $\sim 0,17$ Дж/мм, что практически совпадает с минимальным значением линейной плотности энергии, определенным по карте процесса. Для верхнего предела обратимся к ширине ванны расплава, функция изменения которой, если судить по рис. 5 и 6, фактически выходит на плато при $E_{lin} \approx 0,4$ Дж/мм. Это означает, что дальнейшее повышение линейной плотности энергии не приведет к значительному увеличению ширины ванны расплава. Значение выхода на плато практически совпадает с максимальным значением линейной плотности энергии, определенным по карте процесса. Исходя из этого, окончательный интервал эффективной линейной плотности энергии по результатам моделирования может быть определен как 0,17–0,40 Дж/мм.

Визуализация результатов оценки показателей пористости экспериментальных образцов из никелевого сплава системы Ni–Cr–Al–Mo–Nb с низким содержанием γ' -фазы применительно к карте процесса приведена на рис. 7.

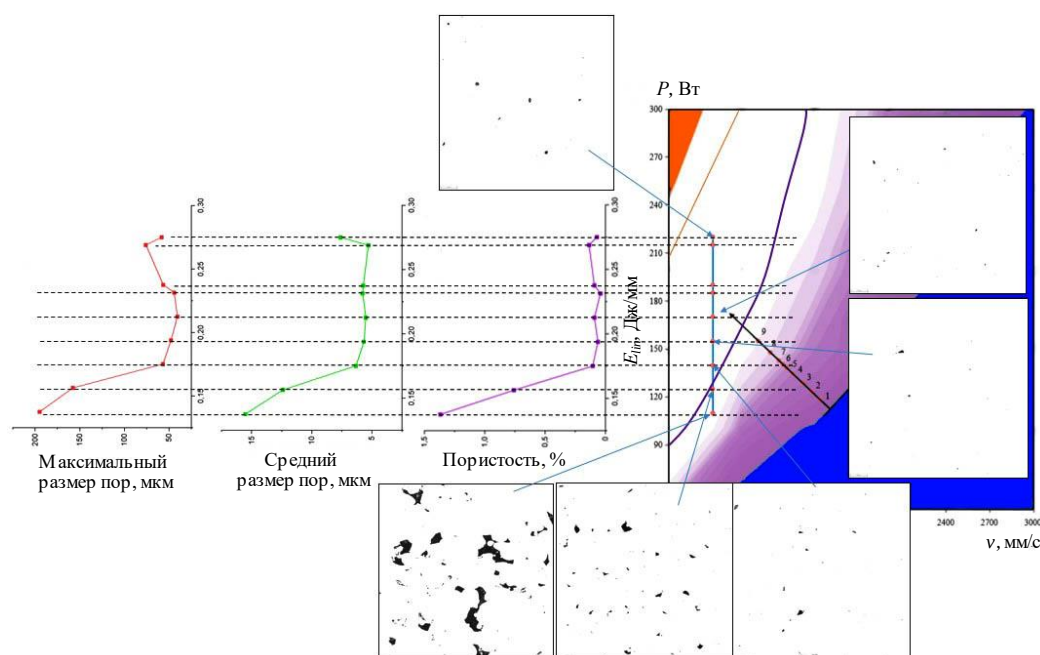


Рис. 7. Визуализация результатов первичной оценки карты процесса (скорость сканирования (v) 800 мм/с; интервал сканирования 0,105 мм; шахматная штриховка): E_{lin} – линейная плотность энергии; P – мощность лазерного луча

По результатам сопоставления полученных практических результатов с картой процесса можно сделать вывод, что границы ее областей не в полной мере отображают реальную картину эксперимента. Значительное ухудшение качества синтезированного материала по всем трем критериям при снижении E_{lin} наблюдается в области 2. Очевидно, что такое ухудшение свидетельствует о нахождении режимов в области 3 (нижняя часть экспериментальных графиков). Отдельные показатели качества синтезированного материала ухудшаются при увеличении E_{lin} , например увеличивается средний размер пор (верхняя часть экспериментальных графиков). Исходя из этой логики, границы областей необходимо скорректировать, предположительно, до сокращения области 2 по оранжевой линии в верхней части карты процесса и по фиолетовой линии в нижней части карты процесса. Условно, это сокращение можно выразить в виде поправочных коэффициентов, если принять коэффициенты линий исходной карты процесса

за 1. Тогда при введении поправочных коэффициентов размер области 2 будет сокращаться. Значения этих коэффициентов составили: 1,15 – для границы между областями 1 и 2; 2,1 – между областями 2 и 3; 1,8 – между областями 3 и 4.

Для проверки адекватности новой карты процесса изготовлены и исследованы образцы из коррозионностойкого сплава системы Ni–Cr–Al с интервалом сканирования 0,105 мм. Результаты оценки показателей пористости образцов в виде визуализации представлены на рис. 8. Для образцов, изготовленных со скоростью сканирования 800 и 1000 мм/с, скорректированные карты процесса полностью отражают структуру материала и коррелируют со значениями пористости, среднего и максимального размера пор.

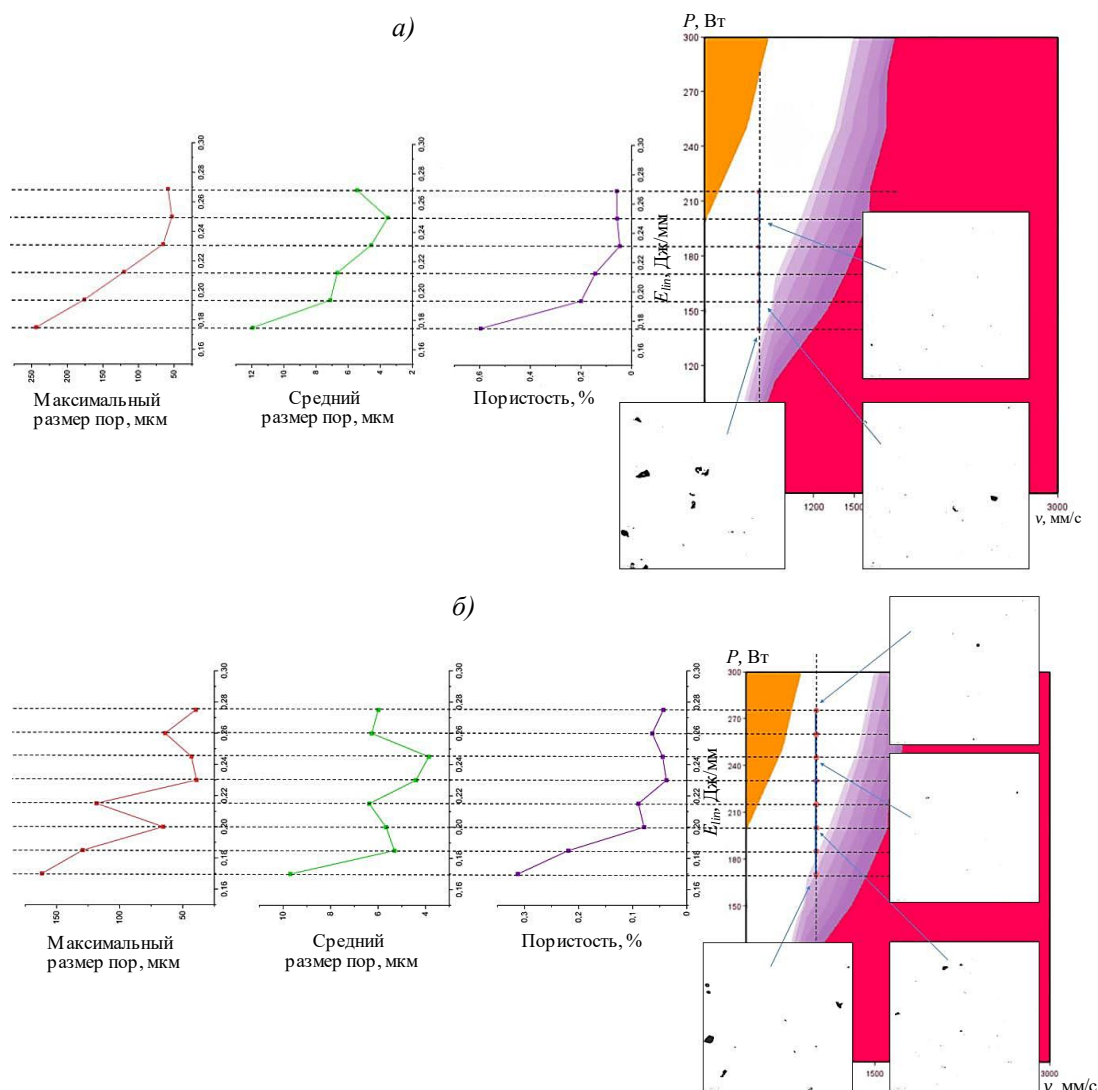


Рис. 8. Визуализация результатов проверки скорректированных областей карты процесса (скорость сканирования (v) 800 (а) и 1000 мм/с (б); интервал сканирования 0,105 мм; шахматная штриховка): E_{lin} – линейная плотность энергии; P – мощность лазерного луча

Дополнительно проанализирована адекватность скорректированной карты процесса на результатах исследования образцов из никелевого сплава системы Ni–Cr–Al–Mo–Nb с низким содержанием γ' -фазы, изготовленных с интервалами сканирования 0,07–0,09 мм, но с другим типом штриховки (полосами). Визуализация полученных результатов представлена на рис. 9.

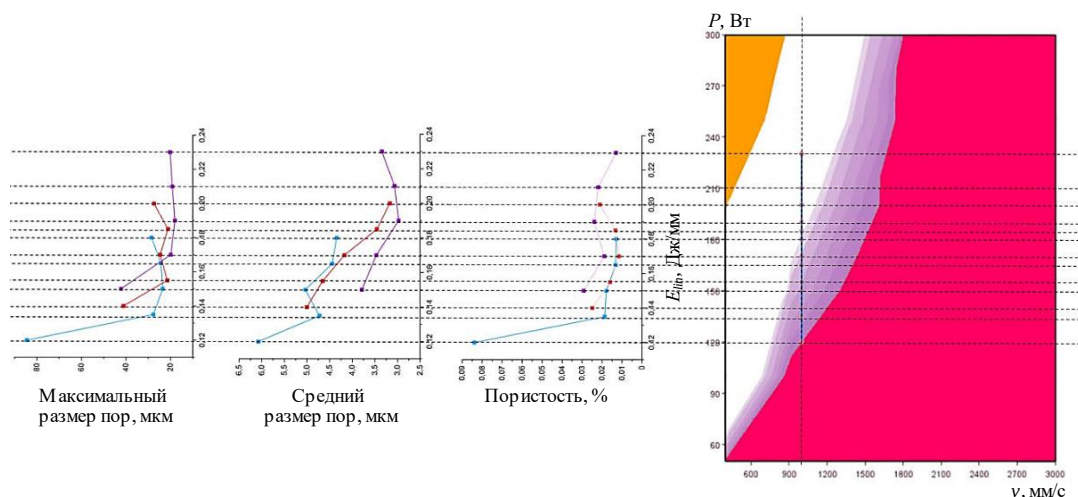


Рис. 9. Визуализация результатов проверки скорректированных областей карты процесса (скорость сканирования (v) 1000 мм/с; интервал сканирования 0,07 (■), 0,08 (■) и 0,09 мм (■); штриховка полосами): E_{lin} – линейная плотность энергии; P – мощность лазерного луча

При анализе результатов установлено, что в диапазоне $E_{lin} = 0,14–0,20$ Дж/мм пористость изменялась по параболическому закону (рис. 10), такая же закономерность наблюдалась на рис. 7 и 8, при этом границы E_{lin} сдвинуты в сторону больших значений мощности. Аналогичный анализ, но для сплава, склонного к трещинообразованию, проведен в работе [17], однако подобные параболические зависимости не выявлены, что, вероятно, связано с наличием в структуре трещин, помимо пор и несплавнений.

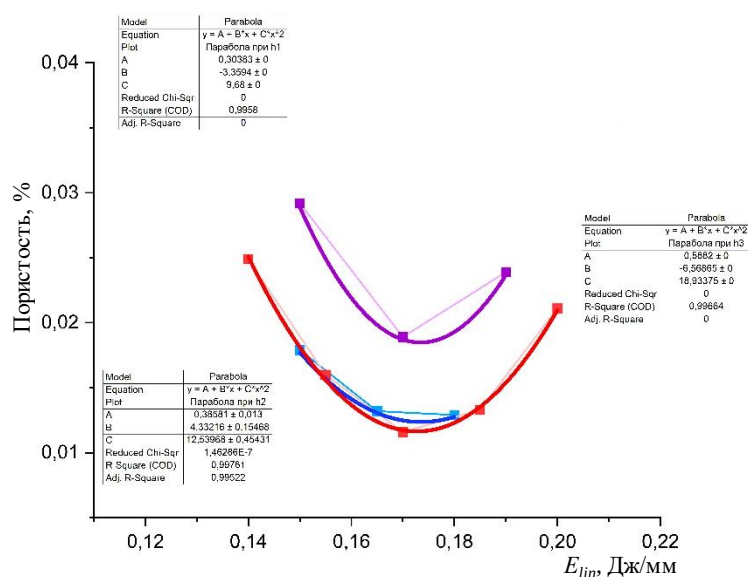


Рис. 10. Параболические зависимости пористости синтезированных образцов от линейной плотности энергии E_{lin} при интервале сканирования 0,07 (■), 0,08 (■) и 0,09 мм (■)

Из данных рис. 9 можно сделать вывод, что скорректированная карта работает и в других интервалах сканирования (отличных от 0,105 мм) и даже для другого типа штриховки.

По результатам оценки пористости для всех рассмотренных режимов при скорости сканирования 800 и 1000 мм/с можно сделать вывод, что минимальные значения данного параметра находятся в интервалах значений линейной плотности энергии

0,23–0,28 и 0,17–0,24 Дж/мм для шахматной штриховки и штриховки полосами соответственно, что является уточнением определенного в данной работе теоретического интервала. В таблице представлены диапазоны значений оцениваемых параметров для двух типов штриховки для уточненных интервалов значений E_{lin} .

Диапазоны значений оцениваемых параметров, полученные в оптимальном интервале линейной плотности энергии, в зависимости от типа штриховки

Штриховка	Размер пор, мкм		Объемная доля пор, %
	средний	максимальный	
Шахматная	3,53–7,61	39,14–75,99	0,04–0,14
Полосами	2,98–4,44	18,02–28,52	0,01–0,02

Если объединить полученные значения, то для никелевых сплавов вне зависимости от типа штриховки интервал линейной плотности энергии 0,23–0,24 Дж/мм является оптимальным. С учетом результатов моделирования оптимальные значения ширины и глубины ванны расплава должны находиться в интервалах 0,20–0,21 и 0,12–0,13 мм соответственно. Это означает, что для слоя толщиной 0,03 мм оптимальным является проплавление от 4,04 до 4,23 толщины слоя, что хорошо соотносится с реальностью (рис. 11).

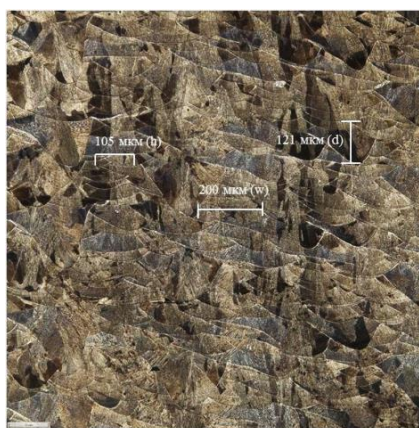


Рис. 11. Типичная микроструктура образца сплава системы Ni–Cr–Al (направление XZ)

Заключения

Разработана карта процесса, которая с учетом эмпирических коэффициентов соответствует реальным процессам получения синтезированного материала никелевых сплавов методом СЛС. Она апробирована на образцах толщиной 0,03 мм из двух различных никелевых сплавов и для двух типов штриховки (полосами и шахматная). Предложен также вариант смоделированной карты процесса для слоя толщиной 0,04 мм, требующий дальнейшей апробации.

На основании проведенных теоретических и экспериментальных работ установлено, что интервал линейной плотности энергии 0,23–0,24 Дж/мм для никелевых сплавов вне зависимости от типа штриховки является оптимальным. Соответствующие ему аналитические данные по ширине и глубине ванн расплава также хорошо согласуются с реальными показателями.

Для рассмотренных никелевых сплавов кривые зависимости пористости, среднего и максимального размера пор от линейной плотности в оптимальном интервале энергии носят параболический характер. Однако подобный характер поведения кривых

не подтверждается для никелевых сплавов, склонных к формированию трещин при синтезе. В дальнейшем необходимо проверить характер поведения подобных кривых для других сплавов, как склонных, так и не склонных к трещинообразованию в процессе синтеза.

Следует отметить, что представленный подход с моделированием можно реализовать для сплавов любой системы, в частности для сталей, алюминиевых, титановых, кобальтовых и др.

Список источников

1. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электromеталлургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
3. Zhang D., Sun S., Qiu D. et al. Additive manufacturing of superalloys: A review // *Materials & Design*. 2018. Vol. 158. P. 198–210. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.04.046.
4. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 92. P. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
5. Неруш С.В., Чубов Д.Г., Капланский Ю.Ю., Сухов Д.И. Исследование экспериментального жаропрочного сплава на основе никеля, полученного методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2025. № 7 (149). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.
6. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.11.2025). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
7. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). С. 43–51. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.11.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
8. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 128. P. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
9. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 36. P. 1–28. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
10. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy // *Vacuum*. 2020. Vol. 177. P. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
11. Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Неруш С.В., Ходырев Н.А. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионностойкой стали // *Труды ВИАМ*. 2017. № 8 (56). С. 34–44. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.
12. Gu H., Gong H., Pal D. et al. Influences of Energy Density on Porosity and Microstructure of Selective Laser Melted 17-4PH Stainless Steel // *Proceeding of Solid Freeform Fabrication Symposium*. Texas, 2013. P. 474–489.
13. Braun J., Kaserer L., Stajkovic J. et al. Molybdenum and Tungsten Manufactured by Selective Laser Melting: Analysis of Defect Structure and Solidification Mechanism // *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 2019. Vol. 84. Art. 104999. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.104999.
14. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimization and material characterization // *Materials Science and Technology*. 2015. Vol. 31. No. 8. P. 917–923. DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000702.

15. Килина П.Н., Морозов Е.А., Ханов А.М., Сиротенко Л.Д. Исследование режимов селективного лазерного плавления металлических порошков // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 6. URL: <https://science-education.ru/ru/article/view?id=16035> (дата обращения: 23.01.2026).
16. Неруш С.В., Капланский Ю.Ю., Дынин Н.В., Бенариев И., Савичев И.Д. Разработка параметров селективного лазерного сплавления, структура и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Ce–Cu // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). С. 50–68. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-50-68.
17. Сухов Д.И., Асланян Г.Г., Рогалев А.М., Куркин С.Э. Альтернативный подход к оценке режимов селективного лазерного сплавления для никелевых сплавов, склонных к трещинообразованию // Технология металлов. 2024. № 3. С. 9–18. DOI: 10.31044/1684-2499-2024-0-3-9-18.
18. Thomas M., Baxter G., Todd I. Normalized model-based processing diagrams for additive layer manufacture of engineering alloys // Acta Materialia. 2016. Vol. 108. P. 26–35. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.025.
19. Leis A., Weber R., Graf T. Process Window for Highly Efficient Laser-Based Powder Bed Fusion of AlSi10Mg with Reduced Pore Formation // Materials. 2021. Vol. 14 (18). P. 5255. DOI: 10.3390/ma14185255.
20. Narra S.P., Rollett A.D., Ngo A. et al. Process qualification of laser powder bed fusion based on processing-defect structure-fatigue properties in Ti–6Al–4V // Journal of Materials Processing Technology. 2023. Vol. 311. Art. 117775. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117775.
21. Chen Y., Böhm J., Wahlmann B. et al. Rapid processing window development of Mo–Si–B alloy for electron beam powder bed fusion // Progress in Additive Manufacturing. 2025. Vol. 10. P. 8311–8320. DOI: 10.1007/s40964-025-01119-z.
22. Park J.M., Jung J., Lee S. et al. Data-driven Approach to Explore the Contribution of Process Parameters for Laser Powder Bed Fusion of a Ti–6Al–4V Alloy // Journal of Powder Materials. 2024. Vol. 31 (2). P. 137–145. DOI: 10.4150/jpm.2024.00038.
23. Trask M.E., Bishop D.P. Investigating the process parameter window for laser powder bed fusion of copper chrome zirconium // Canadian Metallurgical Quarterly. 2025. Vol. 64 (4). P. 2589–2610. DOI: 10.1080/00084433.2024.2396639.
24. Jeronen J., Tuovinen T., Kurki M. One-Dimensional Thermomechanical Model for Additive Manufacturing Using Laser-Based Powder Bed Fusion // Computation. 2022. Vol. 10 (6). Art. 83. DOI: 10.3390/computation10060083.
25. Psihoyos H.O., Lampeas G.N. Efficient thermomechanical modelling of Laser Powder Bed Fusion additive manufacturing process with emphasis on parts residual stress fields // AIMS Materials Science. 2022. Vol. 9 (3). P. 455–480. DOI: 10.3934/matricsci.2022027.
26. Wang S., Shen Y. A new model framework of laser powder bed fusion by integrating a powder-scale model with a thermodynamic database // Chemical Engineering Science. 2025. Vol. 302. Part A. Art. 120788. DOI: 10.1016/j.ces.2024.120788.
27. Hu Z., Nagarajan B., Song X. et al. Formation of SS316L Single Tracks in Micro Selective Laser Melting: Surface, Geometry, and Defects // Advances in Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 2019. P. 1–9. DOI: 10.1155/2019/9451406.
28. Bustillos J., Kim J., Moridi A. Exploiting lack of fusion defects for microstructural engineering in additive manufacturing // Additive Manufacturing. 2021. Vol. 48. Part A. Art. 102399. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102399.
29. Wang L., Zhang Y., Chia H.Y., Yan W. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing // NPJ Computational Materials. 2022. Vol. 8. Art. 22. DOI: 10.1038/s41524-022-00699-6.

References

1. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.

3. Zhang D., Sun S., Qiu D. et al. Additive manufacturing of superalloys: A review. *Materials & Design*, 2018, vol. 158, pp. 198–210. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.04.046.
4. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
5. Nerush S.V., Chubov D.G., Kaplanskiy Yu.Yu., Suhov D.I. Investigation of experimental nickel-based heat-resistant alloy obtained by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 17, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.
6. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no.8 (102), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 18, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
7. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 43–51. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 18, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
8. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 128, pp. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
9. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 36, pp. 1–28. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
10. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy. *Vacuum*, 2020, vol. 177, p. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
11. Sukhov D.I., Mazalov P.B., Nerush S.V., Khodirev N.A. The influence of SLS parameters on pores formation in stainless steel material. *Trudy VIAM*, 2017, no. 8 (56), pp. 34–44. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 19, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.
12. Gu H., Gong H., Pal D. et al. Influences of Energy Density on Porosity and Microstructure of Selective Laser Melted 17-4PH Stainless Steel. *Proceeding of Solid Freeform Fabrication Symposium*. Texas, 2013, pp. 474–489.
13. Braun J., Kaserer L., Stajkovic J. et al. Molybdenum and Tungsten Manufactured by Selective Laser Melting: Analysis of Defect Structure and Solidification Mechanism. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2019, vol. 84, art. 104999. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2019.104999.
14. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimization and material characterization. *Materials Science and Technology*, 2015, vol. 31, no. 8, pp. 917–923. DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000702.
15. Kilina P.N., Morozov E.A., Khanov A.M., Sirotenko L.D. Study of modes of selective laser melting of metal powders. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*, 2014, no. 6. Available at: <https://science-education.ru/ru/article/view?id=16035> (accessed: January 23, 2026).
16. Nerush S.V., Kaplanskii Yu.Yu., Dynin N.V., Benarieb I., Savichev I.D. Development of laser powder bed fusion parameters, structure and mechanical properties of a high-strength aluminum alloy Al–Ce–Cu. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), pp. 50–68. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-50-68.
17. Sukhov D.I., Aslanyan G.G., Rogalev A.M., Kurkin S.E. Alternative approach to assessing selective laser melting modes for nickel alloys prone to cracking. *Tekhnologiya metallov*, 2024, no. 3, pp. 9–18. DOI: 10.31044/1684-2499-2024-0-3-9-18.
18. Thomas M., Baxter G., Todd I. Normalized model-based processing diagrams for additive layer manufacture of engineering alloys. *Acta Materialia*, 2016, vol. 108, pp. 26–35. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.025.
19. Leis A., Weber R., Graf T. Process Window for Highly Efficient Laser-Based Powder Bed Fusion of AlSi10Mg with Reduced Pore Formation. *Materials*, 2021, vol. 14 (18), p. 5255. DOI: 10.3390/ma14185255.

20. Narra S.P., Rollett A.D., Ngo A. et al. Process qualification of laser powder bed fusion based on processing-defect structure-fatigue properties in Ti–6Al–4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, vol. 311, art. 117775. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117775.
21. Chen Y., Böhm J., Wahlmann B. et al. Rapid processing window development of Mo–Si–B alloy for electron beam powder bed fusion. *Progress in Additive Manufacturing*, 2025, vol. 10, pp. 8311–8320. DOI: 10.1007/s40964-025-01119-z.
22. Park J.M., Jung J., Lee S. et al. Data-driven Approach to Explore the Contribution of Process Parameters for Laser Powder Bed Fusion of a Ti–6Al–4V Alloy. *Journal of Powder Materials*, 2024, vol. 31 (2), pp. 137–145. DOI: 10.4150/jpm.2024.00038.
23. Trask M.E., Bishop D.P. Investigating the process parameter window for laser powder bed fusion of copper chrome zirconium. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2025, vol. 64 (4), pp. 2589–2610. DOI: 10.1080/00084433.2024.2396639.
24. Jeronen J., Tuovinen T., Kurki M. One-Dimensional Thermomechanical Model for Additive Manufacturing Using Laser-Based Powder Bed Fusion. *Computation*, 2022, vol. 10 (6), art. 83. DOI: 10.3390/computation10060083.
25. Psihoyos H.O., Lampeas G.N. Efficient thermomechanical modelling of Laser Powder Bed Fusion additive manufacturing process with emphasis on parts residual stress fields. *AIMS Materials Science*, 2022, vol. 9 (3), pp. 455–480. DOI: 10.3934/matricsci.2022027.
26. Wang S., Shen Y. A new model framework of laser powder bed fusion by integrating a powder-scale model with a thermodynamic database. *Chemical Engineering Science*, 2025, vol. 302, part A, art. 120788. DOI: 10.1016/j.ces.2024.120788.
27. Hu Z., Nagarajan B., Song X. et al. Formation of SS316L Single Tracks in Micro Selective Laser Melting: Surface, Geometry, and Defects. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 2019, pp. 1–9. DOI: 10.1155/2019/9451406.
28. Bustillos J., Kim J., Moridi A. Exploiting lack of fusion defects for microstructural engineering in additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 48, part A, art. 102399. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102399.
29. Wang L., Zhang Y., Chia H.Y., Yan W. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing. *NPJ Computational Materials*, 2022, vol. 8, art. 22. DOI: 10.1038/s41524-022-00699-6.

Информация об авторах

Сухов Дмитрий Игоревич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гоголева Виктория Дмитриевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Мовенко Дмитрий Александрович, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Dmitry I. Suhov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Viktoriya D. Gogoleva, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry A. Movenko, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.04.2026.
The article was submitted 02.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 24.04.2026.