

reducing the risk of premature tool failure due to chipping of large carbides in the cutting edge. Patterns of microstructure formation and the distribution of the main alloying elements were established.

Keywords: microstructure, high-speed steel, multichannel laser, scanning electron microscopy, X-ray microanalysis.

Поступила в редакцию/received: 27.04.2026; после рецензирования/revised: 30.04.2026;
принята/accepted: 05.05.2026

УДК 621.03

DOI: 10.46573/2658-5030-2026-3-32-40

ВЗАИМОСВЯЗЬ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И ХАРАКТЕРИСТИК МИКРОСТРУКТУРЫ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

В.В. ИЗМАЙЛОВ, д-р техн. наук, Л.Е. АФАНАСЬЕВА, канд. физ.-мат. наук,
М.В. НОВОСЕЛОВА, канд. техн. наук

Тверской государственный технический университет,
170026, Тверь, наб. Аф. Никитина, 22, e-mail: iz2v2@mail.ru

© Измайлов В.В., Афанасьева Л.Е., Новоселова М.В., 2026

Показана возможность использования уравнений энергетического баланса для оценки энергозатрат при нанесении и модификации износостойкого покрытия состава NiCrBSi на стальную поверхность с помощью порошковой лазерной наплавки. Для оценки энергетического вклада лазерного излучения в обрабатываемый материал использован ряд параметров: размерная и безразмерная энтальпии, плотность энергии, комплекс технологических параметров процесса. Рассмотрено влияние энергетических параметров на микроструктуру покрытия. Количественной характеристикой микроструктуры служит расстояние между дендритными ветвями второго порядка (дендритный параметр). Оптимизируя величину соответствующих энергетических параметров при наплавке или лазерной модификации поверхности по величине дендритного параметра, можно получить структуру покрытия, обеспечивающую требуемые механические свойства, в частности микротвердость и износостойкость.

Ключевые слова: лазерная наплавка, энергетические параметры, энергетический баланс, дендритный параметр.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из эффективных способов повышения надежности технических устройств является выбор материалов, характеристики которых соответствуют условиям эксплуатации изделия. Хорошо известно, что в подавляющем большинстве случаев причина отказа оборудования заключается в изнашивании фрикционных узлов, которые представляют собой неотъемлемую часть многих ответственных технических систем. В связи с этим актуальна задача разработки и применения износостойких материалов. К таким перспективным материалам относятся сплавы системы легирования NiCrBSi, обладающие высокой износостойкостью, коррозионной

стойкостью, жаростойкостью. Покрытия состава NiCrBSi применяются как при изготовлении новых, так и при восстановлении изношенных деталей. Нанесение таких покрытий на рабочие поверхности изделий может осуществляться различными способами, в том числе порошковой лазерной наплавкой.

Для повышения эффективности технологии лазерной наплавки исследуется влияние основных технологических параметров (мощности излучения, скорости сканирования, диаметра луча) на характеристики покрытия, в том числе с использованием анализа энергетического баланса процесса [1–3]. Так, в работе [3] выполнен теоретический анализ энергетических и микроструктурных аспектов процесса лазерного синтеза порошкового сплава на никелевой основе Inconel 718 (50–55 % Ni) и показана их взаимосвязь. Микроструктурный фактор играет ключевую роль в обеспечении высоких механических и триботехнических характеристик никелевых сплавов [4, 5].

Цель данной работы – на примере сплава NiCrBSi с помощью анализа энергетического баланса оценить влияние основных технологических параметров на энергетические критерии процесса лазерного плавления и характеристики микроструктуры полученного покрытия.

ОБРАЗЦЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Порошковую наплавку выполняли с помощью многоканального (48 лучей) CO₂-лазера на комплексе модели ЦЛТ-Ю-5. Для наплавки использовали порошковый присадочный материал на никелевой основе марки ПГ-19Н-01, не требующий специальной защиты ванны расплава от отрицательного воздействия окружающей среды [5, 6]. Материалом подложки служила углеродистая конструкционная сталь 30. Порошковый материал предварительно наносили на поверхность основы с помощью специального трафарета размерами 70 × 70 × 1 мм, выравнивали по толщине и расплавляли непрерывным лазерным излучением с перекрытием валиков 30 %. Затем последовательно наплавляли второй и третий слой. Химический состав полученного покрытия приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав покрытия

Элемент	Cr	B	Si	Al	Fe	C	Ni
Массовая доля, %	3,9–14,0	1,7–2,5	1,2–3,2	0,8–1,3	3,2–5,0	0,3–0,6	Ост.

После наплавки одну часть поверхности покрытия переплавляли по режиму 1, другую – по режиму 2 (табл. 2) с применением того же лазерного комплекса.

Таблица 2. Режимы лазерного плавления

Обработка	Мощность излучения W , Вт	Скорость сканирования лазерного луча v , мм/с	Диаметр лазерного пятна d_n , мм
Наплавка	2 300	5	6
Плавление по режиму 1	2 000	10	
Плавление по режиму 2	2 700	10	

Микроструктуру образцов исследовали с помощью металлографического микроскопов Carl Zeiss Axio Vert.A1 MAT и РЭМ JEOL JSM-6610LV. Рентгеноспектральный микроанализ выполняли на энергодисперсионном спектрометре Oxford INCA Energy 350. Микротвердость измеряли по методу восстановленного отпечатка на приборе ПМТ-3 согласно ГОСТ 9450-76 при усилии 0,98 Н.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ

При теоретическом анализе процессов лазерной обработки в качестве количественных характеристик энергетического вклада лазерного излучения используются различные параметры:

объемная q_V , поверхностная q_S и линейная q_L плотности энергии [3, 7–10]:

$$q_V = \frac{AW}{v d_n h}; \quad (1)$$

$$q_S = \frac{AW}{v d_n}; \quad (2)$$

$$q_L = \frac{AW}{v}, \quad (3)$$

где A – поглощательная способность порошкового материала; h – толщина слоя порошкового материала;

размерная ΔH и безразмерная $\Delta H/H_s$ энтальпии:

$$\Delta H = \frac{AW}{\pi \sqrt{\chi v d_n^3}} [1, 2, 7]; \quad (4)$$

$$\frac{\Delta H}{H_s} = \frac{\Delta H}{c_p \rho (T_m - T_0)} [7]; \quad (5)$$

$$\frac{\Delta H}{H_s} = 2^{3/4} \cdot \frac{\Delta H}{c_p \rho T_m} [1, 2], \quad (6)$$

где χ – температуропроводность; c_p – удельная теплоемкость; ρ – плотность; T_m и T_0 – температура плавления и исходная температура порошкового материала;

размерный параметр [1] $AW/\sqrt{v d_n^3}$, Вт · с^{0,5}/мм², полученный из выражения (4) для размерной энтальпии ΔH исключением величины теплопроводности χ .

Из формул (1)–(3) видно, что в одном и том же технологическом процессе при постоянных величинах h и d_n энергетические параметры q_V , q_S и q_L однозначно связаны.

Достоинство безразмерного параметра $\Delta H/H_s$ в его независимости от единиц измерения. Достоинство размерного параметра $AW/\sqrt{v d_n^3}$ в том, что он включает технологические параметры обработки, которые известны достаточно точно, и не зависит от физических параметров материала, которые непросто определить для порошковых композиций. При этом размерный характер параметра требует обязательного указания единиц измерения.

Величины $H_s = c_p \rho (T_m - T_0)$ в формуле (5) и $H_s = c_p \rho T_m$ в формуле (6) можно рассматривать как энергозатраты на нагревание единичного объема материала от исходной температуры T_0 до температуры плавления T_m . По нашему мнению, с

физической точки зрения в параметр H_S , характеризующий процесс лазерной наплавки, необходимо включить энергозатраты на плавление материала:

$$H_S = \rho[c_p(T_m - T_0) + L_{пл}], \quad (7)$$

где $L_{пл}$ – удельная теплота плавления. Тогда безразмерная энтальпия определяется выражением

$$\frac{\Delta H}{H_S} = \frac{\Delta H}{\rho[c_p(T_m - T_0) + L_{пл}]}. \quad (8)$$

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Макроструктура поперечного сечения шлифа полученного образца с лазерной наплавкой покрытия на основе никеля представлена на рис. 1, а значения энергетических параметров, характеризующих процесс наплавки и последующей модификации поверхности покрытия, приведены в табл. 3. Из рис. 1 видно, что толщина покрытия составляет примерно 2 мм, ниже располагается зона термического влияния.

При воздействии лазерного излучения на обрабатываемый материал, связанном с его плавлением (лазерная наплавка, селективное лазерное плавление), возможны два режима плавления – режим теплопроводности и режим «замочной скважины» (keyhole) [7], он же режим кинжального проплавления [1].

В первом случае энергия лазерного излучения распространяется в материале за счет теплопроводности, при этом ванна расплавленного металла имеет форму, близкую к полусфере с относительно небольшой глубиной.

Во втором случае происходит интенсивное испарение металла, в результате чего образуется узкий глубокий канал и ванна расплавленного металла приобретает форму, схожую с формой замочной скважины. Этот режим в данном случае нежелателен, так как при его использовании возможно, во-первых, глубокое проплавление подложки и заметное перемешивание материалов подложки и покрытия, а во-вторых, образование пор.

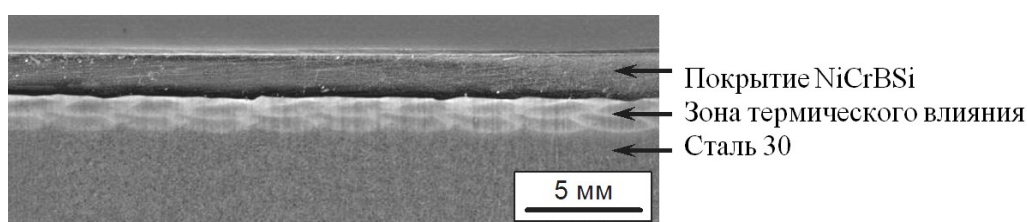


Рис. 1. Макроструктура поперечного шлифа образца с покрытием

Таблица 3. Энергетические параметры процесса лазерной наплавки

Обработка	q_V , Дж/мм ³	q_L , Дж/мм	$AW / \sqrt{v d_{пл}^3}$, Вт · с ^{0,5} /мм ²	$\Delta H / H_S$ (формула (8))
Наплавка	57,5	345	52,5	1,10
Плавление по режиму 1	25,0	150	32,3	0,68
Плавление по режиму 2	33,8	203	43,6	0,91

Эксперименты [1] показали, что для порошкового материала близкого состава – NiCrBSi + WC – режим теплопроводности наблюдается при малых значениях параметра $AW/\sqrt{vd_{\text{п}}^3} \leq 300 \text{ Вт} \cdot \text{с}^{0,5}/\text{мм}^2$. Значения этого параметра (см. табл. 3) намного меньше, и это дает основания считать, что в нашем случае наплавка происходила в режиме теплопроводности, характеризующемся относительно небольшой глубиной ванны расплава (0,25–0,4 от ее ширины [10–12]).

Значения безразмерной энтальпии $\Delta H/H_s$, рассчитанные по формуле (8), для исходной наплавки немного больше единицы, т.е. поглощенной энергии лазерного излучения достаточно не только для полного расплавления исходного порошкового материала, но и для подплавления нижележащего материала (подложки или предыдущего слоя наплавки). Этим обеспечивается прочное сцепление наплавки с подложкой и высокое качество самой наплавки. С другой стороны, при таком значении $\Delta H/H_s$ глубина проплавления подложки должна быть небольшая, что подтверждается рис. 1. В результате исключается значительное перемешивание материалов покрытия и подложки, которое могло повлиять на механические свойства покрытия. Подтверждением служит рис. 2, где представлено распределение никеля (основного материала покрытия) и железа (основного материала подложки) по глубине покрытия [6].

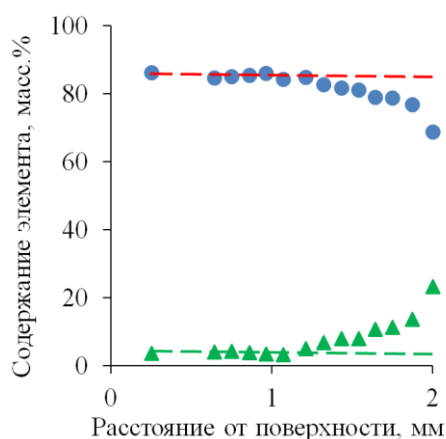


Рис. 2. Распределение элементов по глубине покрытия:

● – никель; ▲ – железо;

пунктир – содержание элементов в исходном порошковом материале

Заметное увеличение содержания железа в результате перемешивания материалов подложки и покрытия наблюдается на расстоянии примерно 0,7 мм от границы раздела подложки и покрытия, т.е. в первом слое наплавки. Во втором и третьем слое содержание железа соответствует исходному порошку. В итоге покрытие получилось однородным по твердости (рис. 3).

Микротвердость является одной из ключевых характеристик механических свойств наплавленного покрытия, от которого зависят его эксплуатационные свойства, в том числе износостойкость. Помимо состава, на величину микротвердости покрытия существенное влияние оказывает его структура, поэтому при лазерной модификации покрытия на режимах 1 и 2 ставилась задача оценить влияние условий кристаллизации сплава на структуру поверхностных слоев. Значения относительной энтальпии $\Delta H/H_s$ для этих режимов, приведенные в табл. 3, меньше единицы, что свидетельствует о

неполном переплавлении покрытия. При этом энергетический вклад в первом случае в 1,3 раза меньше, чем во втором. Анализ микроструктуры показал [6], что при обработке поверхности наплавки по режиму 1 перекристаллизация сплава произошла на небольшую глубину до 200 мкм (10 % от толщины покрытия), тогда как при обработке по режиму 2 глубина перекристаллизации оказалась существенно больше и достигала 600 мкм (30 % от толщины покрытия), что согласуется с бóльшим энерговкладом по сравнению с режимом 1.

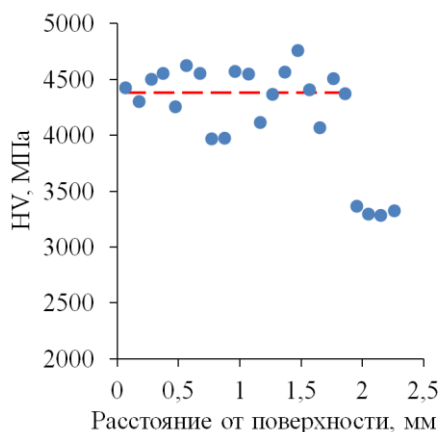


Рис. 3. Изменение микротвердости HV по глубине покрытия:
 ● – локальные значения; пунктир – среднее значение

Покрытие NiCrBSi имеет дендритную структуру [13], поэтому ее количественной характеристикой может служить расстояние между дендритными ветвями. В работах [3, 14] выявлено влияние линейной плотности энергии q_L на расстояние между дендритными ветвями первого порядка. В наших работах для характеристики дендритной структуры никелевой наплавки использовался аналогичный параметр – расстояние между дендритными ветвями второго порядка (дендритный параметр δ) [5, 6]. На рис. 4 показана микроструктура наплавленного покрытия и пример металлографического определения величины дендритного параметра.

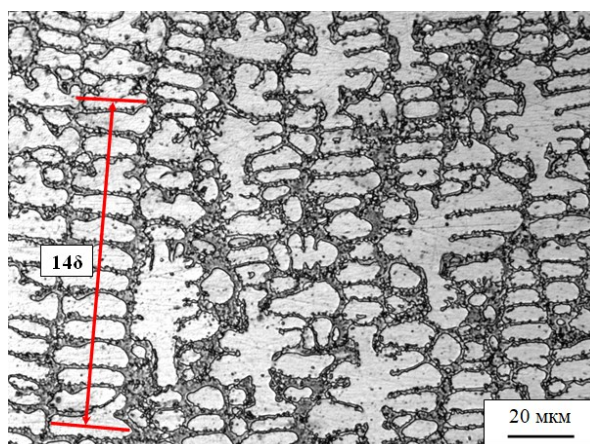


Рис. 4. Микроструктура наплавленного NiCrBSi-покрытия.
 Показанное расстояние между двумя горизонтальными линиями равно 14 дендритным параметрам

Очевидно, дендритный параметр также должен быть связан с величиной энергетического параметра q_L . Для исследуемого покрытия такую связь подтверждает рис. 5, на котором с величиной линейной плотности энергии q_L сопоставлены, помимо дендритного параметра δ , соответствующие значения микротвердости HV.

При повторном плавлении поверхности покрытия по режиму 1 (с меньшим значением q_L) сформировалась более мелкодисперсная структура с меньшей величиной дендритного параметра δ (рис. 5). В результате в соответствии с соотношением Холла – Петча микротвердость покрытия в области повторного плавления повысилась по сравнению с исходным наплавленным металлом. И наоборот, при повторном плавлении поверхности покрытия по режиму 2 (с большим значением q_L) сформировалась более грубая структура с большей величиной дендритного параметра δ и соответственно меньшей микротвердостью.

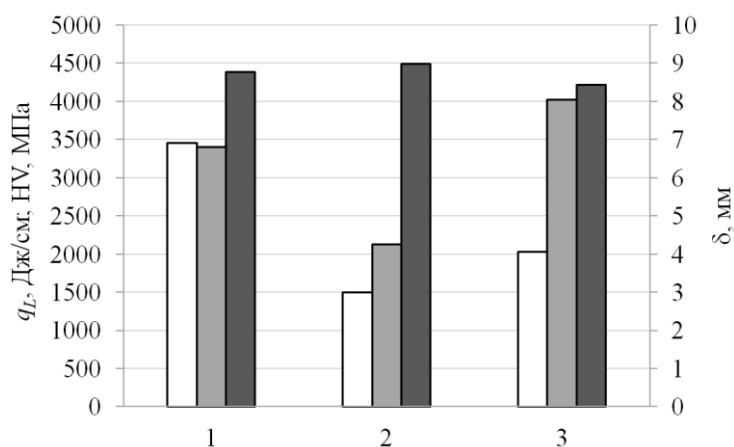


Рис. 5. Влияние линейной плотности энергии q_L на величину дендритного параметра δ и микротвердость покрытия HV: 1 – исходная наплавка; 2 – плавление по режиму 1; 3 – плавление по режиму 2.
□ – q_L ; ■ – δ ; ■ – HV

Таким образом, выбирая величину энергетического параметра q_L при наплавке или лазерной модификации с плавлением поверхности, можно создавать структуру с оптимальной величиной дендритного параметра δ и соответствующими механическими свойствами, в частности микротвердостью и износостойкостью [5].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На примере покрытия из сплава системы легирования NiCrBSi на конструкционной стали показана возможность применения энергетического баланса для оценки параметров лазерной наплавки. Для количественной характеристики энерговложения лазерного излучения в наплавляемый материал использованы линейная плотность энергии $q_L = AW/v$, безразмерная энтальпия $\Delta H/H_s$ и размерный параметр $AW/\sqrt{vd_{\text{п}}^3}$. На основании указанных характеристик сделан вывод о том, что процесс наплавки исследованного покрытия происходил в режиме теплопроводности, который обеспечил сплавление исходного порошкового мате-

риала и материала подложки, исключив при этом один из возможных дефектов – значительное перемешивание материалов покрытия и подложки, которое могло понизить механические свойства покрытия. Показана взаимосвязь энергетического параметра q_L со структурой покрытия, где в качестве количественной характеристики структуры использовано расстояние между дендритными ветвями второго порядка (дендритный параметр δ). Изменяя величину энергетического параметра q_L при наплавке или лазерной модификации с плавлением поверхности, можно получить структуру покрытия с оптимальной величиной дендритного параметра δ , который непосредственно влияет на механические свойства покрытия, в частности микротвердость и износостойкость.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гольшев А.А., Оришич А.М., Филиппов А.А. Законы подобия лазерной наплавки металлокерамических покрытий // *Прикладная механика и техническая физика*. 2019. Т. 60. № 4. С. 194–205.
2. Маликов А.Г., Гольшев А.А. Лазерное аддитивное выращивание металлокерамических материалов // *Прикладная фотоника*. 2024. Т. 11. № 3. С. 30–49.
3. Promoppatum P., Yao Sh.-Ch., Pistorius P.Ch., Rollett A.D. A Comprehensive Comparison of the Analytical and Numerical Prediction of the Thermal History and Solidification Microstructure of Inconel 718 Products Made by Laser Powder-Bed Fusion // *Engineering*. 2017. V. 3. P. 685–694.
4. Раткевич Г.В. Повышение износостойкости поверхностей трения модифицированием структуры сплавов лазерным излучением: дис. ... канд. техн. наук. Тверь, 2021. 137 с.
5. Афанасьева Л.Е., Раткевич Г.В., Новоселова М.В. Роль структурного фактора в повышении износостойкости Ni – Cr – B – Si покрытия после лазерной обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. № 9. С. 55–60.
6. Афанасьева Л.Е., Новоселова М.В., Измайлов В.В., Барчуков Д.А. Исследование триботехнических свойств поверхностей, полученных воздействием концентрированных потоков энергии: монография. Тверь: ТвГТУ, 2022. 164 с.
7. Metelkova J., Kinds Y., Kempen K., de Formanoir C., Witvrouw A., Van Hooreweder B. On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L // *Additive Manufacturing*. 2018. V. 23. P. 161–169.
8. Колчанов Д.С., Дренин А.А., Денежкин А.О., Шустова Л.А., Сафиуллин С.Р. Особенности процесса селективного лазерного плавления из конструкционной стали 28Х3СНМВФА // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. 2022. № 10. С. 79–88.
9. Чувильдеев В.Н., Семенычева А.В., Шотин С.В., Грязнов М.Ю. Подходы к определению предельной скорости послойного лазерного сплавления металлов и сплавов // *Физика металлов и металловедение*. 2024. Т. 125. № 9. С. 1070–1082.
10. Li Y., Založnik M., Zollinger J., Dembinski L., Mathieu A. Effects of the powder, laser parameters and surface conditions on the molten pool formation in the selective laser melting of IN718 // *Journal of Materials Processing Technology*. 2021. V. 289. P. 116930.

11. Taghian M., Mazzucato F., Valente A., Saboori A., Iuliano L. Optimizing CoCrNi Single Track Geometry in Directed Energy Deposition: A Regression-Based Approach to Laser Power and Scan Speed Control // *Procedia CIRP*. 2025. V. 134. P. 1035–1040.

12. Afanasieva L.E., Pavlov I.S. Microstructure of the Deposited NiCrBSiC Coating after Laser Polishing // *Letters on Materials*. 2022. V. 12. № 4. P. 287–291.

13. Афанасьева Л.Е. Микроструктура покрытия NiCrBSi после лазерной наплавки и последующего лазерного плавления // *Металлообработка*. 2018. № 3. С. 34–38.

14. Liang Y.J., Li A., Cheng X., Pang X.T., Wang H.M. Prediction of primary dendritic arm spacing during laser rapid directional solidification of single-crystal nickel-base superalloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. V. 688. P. 133–142.

Для цитирования: Измайлов В.В., Афанасьева Л.Е., Новоселова М.В. Взаимосвязь энергетических параметров лазерного плавления и характеристик микроструктуры никелевого сплава // Вестник Тверского государственного технического университета. Серия «Технические науки». 2026. № 3 (31). С. 32–40.

RELATIONSHIP BETWEEN ENERGY PARAMETERS OF LASER MELTING AND MICROSTRUCTURE CHARACTERISTICS OF A NICKEL ALLOY

V.V. IZMAILOV, Dr. Sc., L.E. AFANASIEVA, Cand. Sc.,
M.V. NOVOSELOVA, Cand. Sc.

Tver State Technical University,
22, Af. Nikitin emb., Tver, 170026, e-mail: iz2v2@mail.ru

The possibility of using energy balance equations to estimate energy consumption during the deposition and modification of a wear-resistant NiCrBSi coating on a steel surface using powder laser cladding is demonstrated. A number of parameters were used to estimate the energy contribution of laser radiation to the workpiece: dimensional and dimensionless enthalpy, energy density, and a complex of process parameters. The influence of energy parameters on the coating microstructure is demonstrated. The secondary dendritic arm spacing (dendritic parameter) serves as a quantitative characteristic of the microstructure. By optimizing the corresponding energy parameters during cladding or laser surface modification based on the dendritic parameter, it is possible to achieve a coating structure that provides the desired mechanical properties, particularly microhardness and wear resistance.

Keywords: laser cladding, energy parameters, energy balance, dendritic parameter.

Поступила в редакцию/received: 20.05.2026; после рецензирования/revised: 29.05.2026;
принята/accepted: 04.06.2026