Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2026 Том 28 № 3 с. 44–57
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-44-57

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

# Влияние режимов лазерной наплавки на дефектность покрытий из Ni-Al

*Наталья Кожухова* [a], *Вячеслав Сирота* [b, *], *Антон Чуриков* [c], *Сергей Зайцев* [d], *Дмитрий Прохоренков* [e]

Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова, ул. Костюкова, 46, г. Белгород, 308012, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0002-9380-0968, kozhuhovanata@yandex.ru; [b] https://orcid.org/0000-0003-4634-7109, zmas36@mail.ru;
[c] https://orcid.org/0000-0002-1829-2676, churikov.toni@mail.ru; [d] https://orcid.org/0000-0003-0122-1908, sergey-za@mail.ru;
[e] https://orcid.org/0000-0002-6455-8172, bstu-cvt-sem@yandex.ru

**ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ**

УДК 621.791.92

*История статьи*:
Поступила: 16 июня 2026
Рецензирование: 29 июня 2026
Принята к печати: 11 июля 2026
Доступно онлайн: 15 сентября 2026

*Ключевые слова*:
Лазерная наплавка
Ni-Al
Покрытие

*Финансирование*
Исследования выполнены в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № FZWN-2026-0007 «Структурно-физические принципы формирования функциональных топокомпозитных защитных покрытий на основе сплавов многокомпонентного состава для элементов тоннелепроходческих комплексов с высокой степенью абразивного износа». 2026–2028 гг. При содействии центра высоких технологий БГТУ им. В. Г. Шухова.

*Благодарности*
Работа выполнена при поддержке Центра высоких технологий БГТУ им. В. Г. Шухова.

**АННОТАЦИЯ**

**Введение.** Лазерная наплавка порошковых композиций – перспективный метод получения жаростойких покрытий. Система Ni-Al, способная образовывать упрочняющую фазу $Ni_3Al$, востребована для защиты деталей в условиях высокотемпературного окисления. Однако процесс осложнен высокой реакционной способностью алюминия и склонностью к образованию оксидов и охрупчиванию. В литературе отсутствуют систематические рекомендации по выбору режимов, обеспечивающих плотное бездефектное покрытие для состава Ni-Al. ***Цель работы*:** оптимизация параметров лазерной наплавки порошковой композиции Ni-Al по критериям сплошности, геометрической точности и минимальной дефектности шва. **Методика.** Наплавку выполняли волоконным лазером мощностью 1500…3900 Вт при скорости 20…100 мм/мин и подаче порошка 24…69 г/мин. Изготовлено 40 одиночных валиков. Качество оценивали по внешнему виду, металлографии, микротвердости, элементному (ЭДС) и фазовому составам. Рассчитаны энерговклад $E$ и удельный энерговклад $G$. **Результаты и обсуждение.** Минимальный энерговклад для формирования сплошного валика: $E \geq 54$ кДж. Оптимальная область: $E = 54…81$ кДж при скорости 20…30 мм/мин и мощности 1860…2700 Вт. При более высоком удельном энерговкладе возрастает доля железа из подложки, увеличивается зона термического влияния. Микротвердость покрытий: 260…290 HV, что значительно выше твердости исходной стали (≈150 HV). При меньшем $G$ структура содержит упрочняющую фазу $Ni_3Al$, при большем – преимущественно тенит ($Fe_{0.64}Ni_{0.36}$). Оксиды алюминия не обнаружены. ***Выводы.*** Рекомендованы режимы с $E = 54…81$ кДж и $G = 3{,}3…5{,}0$ кДж/г, обеспечивающие плотное бездефектное покрытие с высокой твердостью и целевым фазовым составом. Повышение энерговклада нецелесообразно из-за избыточного перемешивания с подложкой. Результаты могут служить основой для технологических регламентов нанесения Ni-Al-покрытий.

**Для цитирования:** Влияние режимов лазерной наплавки на дефектность покрытий из Ni-Al / Н.И. Кожухова, В.В. Сирота, А.С. Чуриков, С.В. Зайцев, Д.С. Прохоренков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 44–57. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-44-57.

## Введение

Лазерная наплавка порошковых материалов является эффективным методом получения металлических покрытий и соединений [1–3]. Качество формируемого шва – его сплошность, геометрическая точность, отсутствие пор, трещин и непроваров – критически зависит от режимов обработки, таких как мощность лазерного излучения, скорость сканирования, расход порошка и положение пятна фокусировки [4–6]. Неоптимальный выбор параметров приводит к появлению таких дефектов, как несплавления на границе с подложкой, пористость, подрезы, разбрызгивание расплава и формирование неравномерной чешуйчатости [7–9].

***Адрес для переписки**
*Сирота Вячеслав Викторович,* канд. физ.-мат. наук
Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова,
ул. Костюкова, 46,
308012, г. Белгород, Россия
**Тел.:** +7 904 539-14-08, **e-mail:** zmas36@mail.ru

Система Ni-Al, в частности композиция с 15 % алюминия, представляет интерес для создания покрытий, стойких к высокотемпературному окислению, однако процесс ее лазерной наплавки осложнен высокой реакционной способностью алюминия, склонностью к образованию тугоплавких оксидов ($Al_2O_3$) и интерметаллидных фаз, что повышает риск охрупчивания и трещинообразования [10–12]. В литературе имеются данные по наплавке никелевых и никель-алюминиевых покрытий с варьированием мощности [13] и скорости, однако для состава Ni-Al отсутствуют систематические рекомендации по выбору параметров, обеспечивающих получение плотного бездефектного шва на основе анализа внешнего вида и микроструктуры поперечных сечений.

В связи с этим особый интерес представляет установление количественных критериев оценки качества наплавленного слоя – энерговклада и удельного энерговклада, позволяющих прогнозировать не только геометрические параметры шва, но и фазовый состав формируемого покрытия. Как показано в работах [14, 15], для интерметаллидных систем критическим фактором является не столько абсолютная мощность лазера, сколько соотношение между скоростью подвода тепла и временем пребывания материала в жидком состоянии. При наплавке Ni-Al-композиций этот баланс определяет степень диффузии железа из подложки, что, в свою очередь, влияет на стабильность формирования упрочняющей фазы $Ni_3Al$. Избыточный энерговклад способствует чрезмерному перемешиванию шихты с материалом основы, снижая жаростойкие свойства покрытия, тогда как недостаточный приводит к неполному расплавлению частиц и сохранению дендритной структуры исходного порошка [16].

Кроме того, в последних исследованиях [17–19] подчеркивается необходимость комплексного подхода к оценке качества: визуальный контроль внешнего вида валиков должен дополняться металлографическим анализом поперечных сечений и рентгенофазовым исследованием, поскольку даже при удовлетворительной макроструктуре в покрытии могут сохраняться скрытые дефекты – микропоры, неметаллические включения и нежелательные интерметаллидные фазы, снижающие эксплуатационные характеристики [20]. Для системы Ni-Al такая комплексная оценка до настоящего времени не проводилась, что затрудняет разработку технологических регламентов для промышленного применения. Учитывая высокую чувствительность процесса к колебаниям параметров, необходимо не только определить область визуально приемлемых режимов, но и установить границы, в которых сохраняется требуемый фазовый состав и минимальная дефектность структуры.

Таким образом, ***целью настоящей работы*** является оптимизация параметров лазерной наплавки порошковой композиции Ni-Al по критерию формирования сплошного равномерного шва с минимальной пористостью и дефектами.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи.

1. Провести микроскопический анализ исходного порошка Ni-Al (форма, размер, распределение частиц).

2. Изготовить серию оплавленных валиков при варьировании мощности и скорости сканирования лазера.

3. По данным визуального контроля оценить внешний вид швов и выбрать образцы с наилучшим формированием (без подрезов, разрывов, сильного разбрызгивания).

4. Исследовать поперечные шлифы отобранных образцов методами оптической микроскопии, электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.

5. Определить окно технологических режимов, обеспечивающее получение плотного качественного шва для системы Ni-Al.

## Методика исследований

В качестве материала для наплавки покрытия использовали порошок ПН85Ю15М производства НПО «Тулачермет» (г. Тула, РФ), содержащий 12…15 % алюминия размером 40…100 мкм.

Результаты съемки электронной микроскопии (рис. 1) показали, что частицы порошка имели неправильную дендритную форму. Гранулометрические исследования проводили на лазерном анализаторе размера частиц (Analysette 22 NanoTec Plus Frisch, Германия); согласно результату исследования частицы имели следующие параметры: $d_{10}$ = 42,1 мкм, $d_{50}$ = 68,8 мкм, $d_{90}$ = 97,4 мкм.

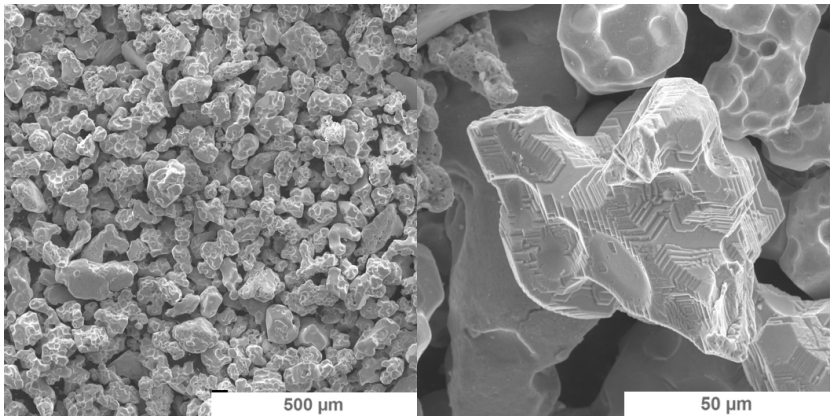



*Рис. 1.* Внешний вид порошка ПН85Ю15М

*Fig. 1.* Appearance of powder ПН85Ю15М (85% Ni-15% Al)

Все эксперименты проводили при помощи волоконного лазера SEKIRUS SFL6000 (SEKIRUS, 6 кВт, КНР) с кольцевым соплом для наплавки COX3 (Halden) и системой охлаждения, установленного на робота KAWASAKI RS020N AC01 (Kawasaki Heavy Industries, Япония), с 5-осевым позиционером и подачей материала через порошковый питатель ECPF-DCM-D1-2-P2 (Changzhou Xiyu Equipment Co., Ltd., КНР). В качестве транспортирующего газа использовали аргон с расходом 0,4 мПа (рис. 2).

Для оптимизации режимов наплавки была изготовлена серия из 40 образцов одиночных валиков без перекрытия длинной 100 мм. Скорость сканирования лазера ($V$) изменяли в диапазоне 20…100 мм/мин, мощность лазера ($P$) варьировали в пределах 1500…3900 Вт, пятно лазера для наплавки на представленном устройстве по умолчанию является песочными часами, при установке фокуса на расстоянии 1,5 мм от подложки их ширина составляла 5 мм, а длина 2 мм. Подача порошка ($f$) была в пределах 24…69 г/мин. Для каждого валика длиной 100 мм были подсчитаны энерговклад лазера покрытия по формуле $E = (100/V60)P$ и удельный энерговклад на единицу массы $G = E/f\,(100/V)$.

*Рис. 2.* Внешний вид роботизированного комплекса для лазерной наплавки

*Fig. 2.* Appearance of a robotic complex for laser cladding

Металлографические шлифы травились в соответствии со стандартом ASTM E407. Для выявления общей структуры использовался раствор уксусной кислоты, $HNO_3$ и HCl в объемном соотношении 10:10:15. После травления поперечные сечения одиночных валиков и многослойных образцов наплавки были подвергнуты металлографическому анализу при помощи оптического микроскопа SIAMS MT-24RF с программным комплексом SIAMS 800, (SIAMS, Россия). Микротвердость поперечного шлифа наплавленного покрытия исследовали на твердомере Nexus 4000 методом Виккерса при нагрузке 300 г (2,942 Н) и времени выдержки 15 с. Измерения выполняли с шагом 0,12 мм от поверхности покрытия до подложки. Каждый показатель твердости усредняли по трем замерам в одной точке.

Микроструктурные исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе Mira 3 (Tescan, Чехия), оснащенном системой энергодисперсионной спектроскопии X-Max 50 с программным обеспечением AZtec (Oxford Instruments, Великобритания). SE- и BSE-изображения и анализ элементного состава

получали при ускоряющем напряжении 15 кВ и рабочем расстоянии 15 мм. Данные ЭДС обрабатывали с использованием специализированного программного обеспечения AZtec.

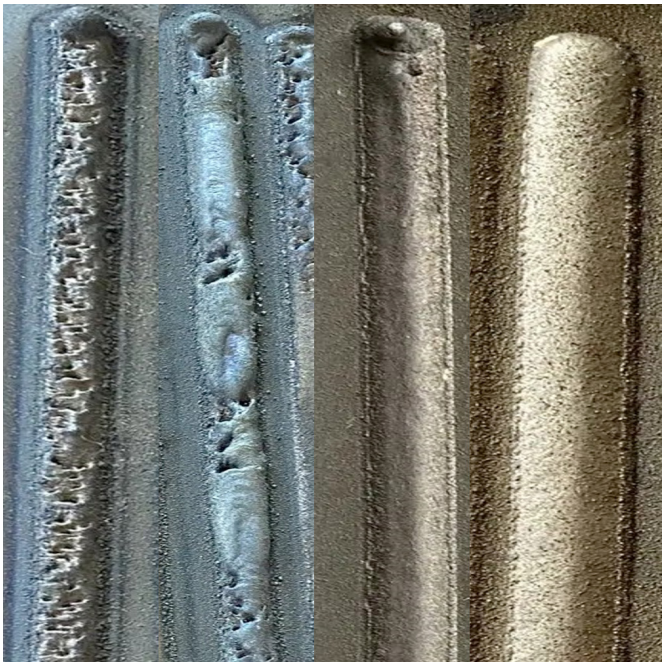
Фазовый состав покрытий исследовали методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ARL X'TRA с Co-Ka излучением (λ = = 1,790 Å). Измерения выполнялись в режиме θ-2θ-сканирования в диапазоне углов 10°…90° с шагом 0,02° и временем экспозиции 1 с в точке. Идентификация фаз осуществлялась по базе данных PDF-2 Международного центра дифракционных данных (ICDD).

## Результаты и их обсуждение

Стоит отметить, что расстояние от подложки до сопла определяется фокусом конического порошкового потока. В нашем случае при использовании конструкции сопла типа COX3 это расстояние составило 1,5 мм, поэтому параметр не поддавался изменению. В ходе эксперимента было получено 40 образцов одиночных валиков, каждый из них был подвержен визуальному осмотру, в результате чего было выделено четыре категории качества – не проплавленный, пористый, удовлетворительный, качественный – с целью дальнейшего анализа и поиска корреляции с расчетными значениями удельного энерговклада и энерговклада лазера. На рис. 3 представлен внешний вид валиков в соответствии с категорией.

Анализ показал, что основным критерием, определяющим наличие дефектов, является энерговклад: при $E < 54$ кДж во всех случаях наблюдались участки не проплавленного материала. Валики с отличным визуальным качеством были получены при $E = 54…81$ кВт, что достигалось при скорости сканирования 20…30 мм/мин и мощности лазера 1860…2700 Вт.

По полученной карте (рис. 4) предварительно можно выделить область в границах $E = 54…81$ кВт и $G = 2…5$, которая содержит в себе точки с отличным качеством. Это можно объяснить тем, что повышение удельного энерговклада, то есть повышение избыточной энергии, может нарушать стабильность процессов плавления и кристаллизации, что будет более подробно рассмотрено при анализе рентгенограмм.



*а* *б* *в* *г*

*Рис. 3.* Внешний вид категорий валиков:
*а* – не проплавленный; *б* – пористый; *в* – удовлетворительный; *г* – качественный

*Fig. 3.* Appearance of roller categories:
*а* – not fused; *б* – porous; *в* – satisfactory; *г* – good

Таким образом, для дальнейшего исследования наиболее перспективными являются два образца в выделенной зоне с минимальным удельным энерговкладом и максимальным (см. таблицу). Сравнение их микроструктуры и образовавшихся фаз позволит подтвердить гипотезу о нарушении стабильности кристаллизации с повышением удельного энерговклада в представленном диапазоне. Для дальнейшего удобства выбранным образцам будут присвоены номера 1 и 2, где 1 – это образец со сравнительно высоким удельным энерговкладом, а 2 – с самым низким из выделенной зоны соответственно.

С вышеописанными параметрами качество шва получилось оптимальным как по внешнему виду, так и по характеристике твердости. Стоит отметить, что режим для образца 2 на диаграмме находится немного ниже выделенной области, что может говорить о том, что она может быть расширена вниз до значения удельного энерговклада около 4.

По представленным снимкам (рис. 5) можно отследить зону подложки, которая была подвержена термическому воздействию. Так, на образце 1 эта зона распространяется по всей толщине

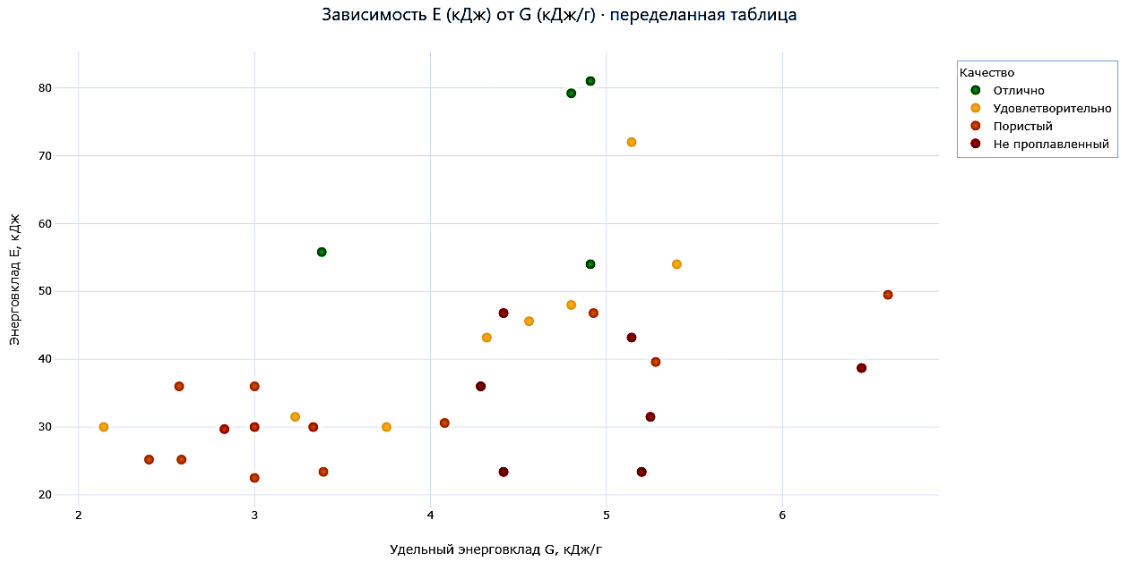



*Рис. 4.* Карта качества в координатах энерговклад *E* – удельный энерговклад *G*

*Fig. 4.* Quality map in coordinates of energy input *E* – specific energy input *G*

**Отобранные режимы лазерной наплавки**

**Selected laser cladding modes**

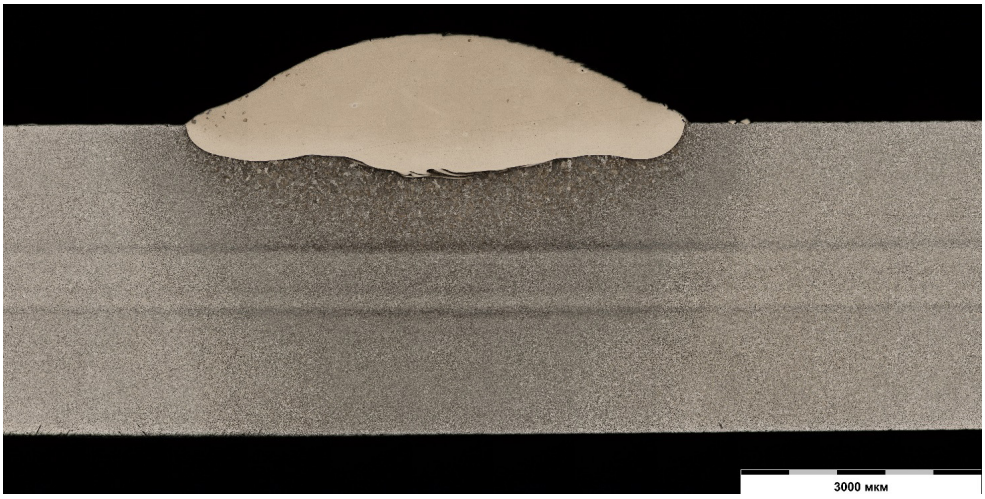
| Образец | *V*, мм/мин | *P*, Вт | *E*, кДж | *G*, кДж/г |
|---|---|---|---|---|
| 1 | 200 | 2640 | 79,20 | 4,91 |
| 2 | 200 | 1860 | 55,80 | 3,38 |

подложки, в то время как на образце 2 охватывает около 80 % толщины. Поры во втором образце являются повторяющейся проблемой, потому что на шлифе с четырьмя слоями для определения элементного распределения такого рода дефект также был обнаружен (рис. 6) – возможно, из-за недостаточного количества энергии ближе к внешней границе валика.

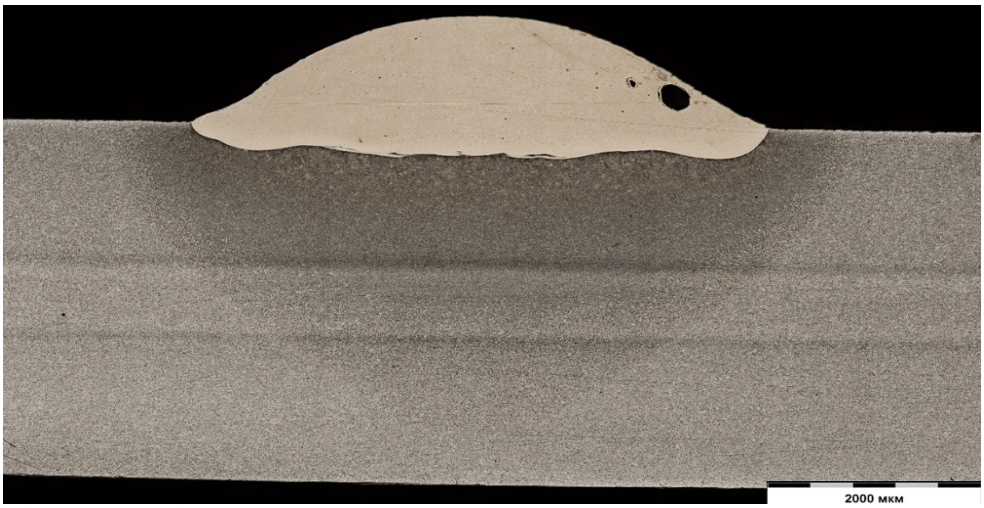
Установлено, что для одиночного валика увеличение энерговклада с 55,8 кДж (образец 2) до 79,2 кДж (образец 1) приводит к возрастанию площади поперечного сечения с 5,5 до 7,4 мм$^2$, что связано с повышением количества расплавляемого материала и глубины проплавления подложки. При переходе к многослойной наплавке (три последовательных валика с перекрытием) наблюдалась обратная тенденция: суммарная площадь наплавленного слоя составила 27,1 мм$^2$ для образца 1 и 29,6 мм$^2$ для образца 2. Это различие объясняется тем, что при более высоком энерговкладе увеличивается доля расплавленного и вовлеченного в покрытие материала подложки (что подтверждается данными ЭДС на рис. 8), однако при этом возрастает и усадка наплавленного металла вследствие более интенсивной конвекции в сварочной ванне и испарения легкоплавких компонентов. Для образца 2 с меньшим энерговкладом процесс плавления и кристаллизации протекает более стабильно, что способствует формированию большего объема покрытия при сопоставимой массе подаваемого порошка.

На графике твердости (рис. 7) наблюдается три характерные зоны: покрытие, буферная зона, подложка. Из интересного можно отметить, что в результате лазерной наплавки материал подложки подвергся закалке и его твердость в сравнении с обычным состоянием возросла в 1,33 раза. Так, при стандартных условиях твердость подложки из Ст3 составляет около 150 HV, а из графика видно, что после буферной зоны начинается зона подложки после воздействия лазера, и ее твердость составляет около 200 HV.

Профили элементного состава определяли при помощи энергодисперсионного анализа поперечного шлифа от подложки к краю покрытия. На рис. 8 представлены результаты проделанной работы, где сначала показаны области съемки на




*а*




*б*

*Рис. 5.* Поперечный шлиф полученных образцов под металлографическим микроскопом:

*а* – образец 1; *б* – образец 2

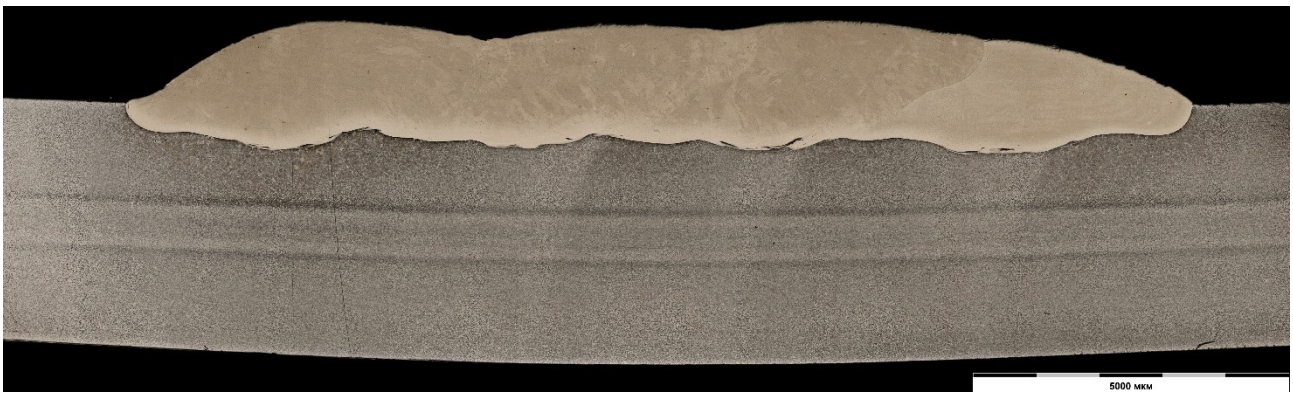
*Fig. 5.* Cross-sectional optical micrographs of the obtained samples:

*а* – sample 1; *б* – sample 2

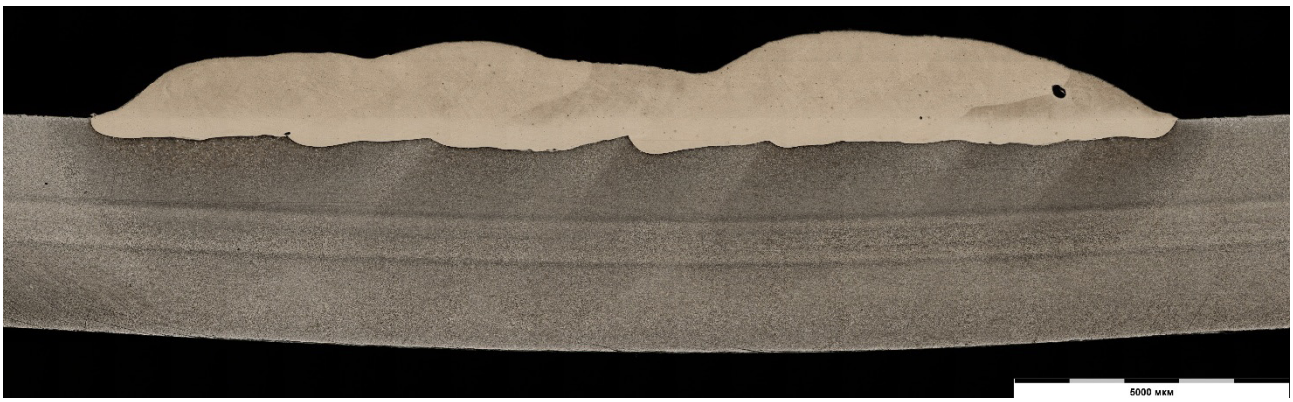
микроструктурных изображениях, а ниже – графики распределения элементов.

Анализ элементного распределения, выполненный методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) вдоль линии сканирования от подложки к поверхности покрытия (рис. 8), позволил установить характер и степень диффузионного взаимодействия между наплавляемым материалом и основой. В обоих исследуемых образцах зафиксировано полное оплавление поверхностного слоя подложки и интенсивное перемешивание ее материала с расплавом порошковой композиции Ni-Al, о чем свидетельствует значительное содержание железа (Fe) во всем объеме покрытия. При этом характер распределения элементов существенно различается в зависимости от энерговклада.

Для образца 1 ($E$ = 79,2 кДж, $G$ = 4,91 кДж/г) средняя концентрация железа в покрытии составляет ≈38…42 масс. %, тогда как в образце 2 ($E$ = 55,8 кДж, $G$ = 3,38 кДж/г) – ≈28...32 масс. %. Содержание никеля в покрытии закономерно снижается с увеличением доли примесного железа: в образце 1 – до 45…50 масс. %, в образце 2 – до 55…58 масс. %. Концентрация алюминия остается стабильной на уровне 8…12 масс. % в обоих случаях, что указывает на его равномерное распределение в объеме расплава и отсутствие сегрегации, несмотря на высокую реакционную способность. Примечательно,




*а*




*б*

*Рис. 6.* Внешний вид послойно нанесенных валиков:
*а* – образец 1; *б* – образец 2

*Fig. 6.* Appearance of the multilayer deposited beads:
*а* – sample 1; *б* – sample 2

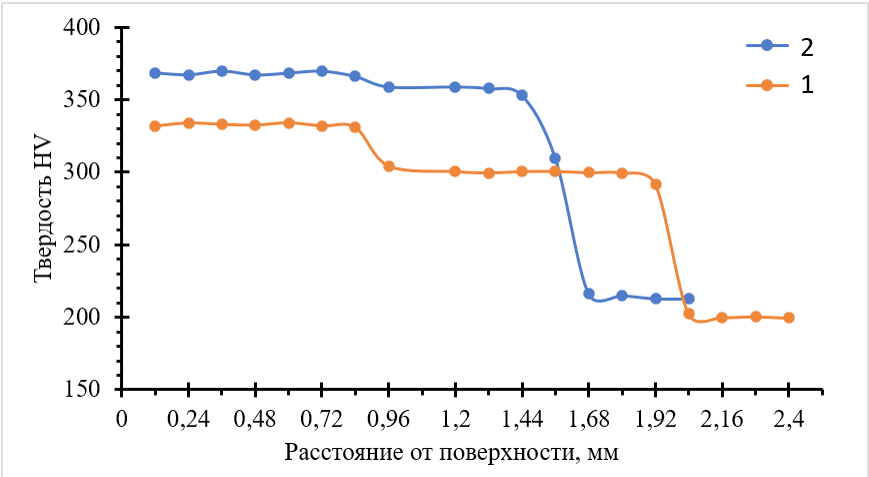
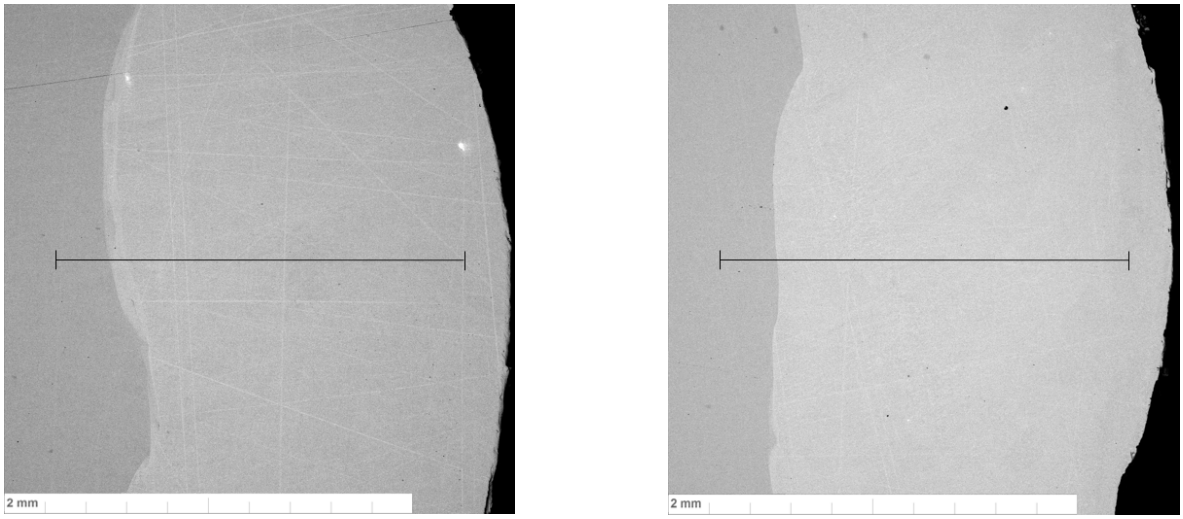


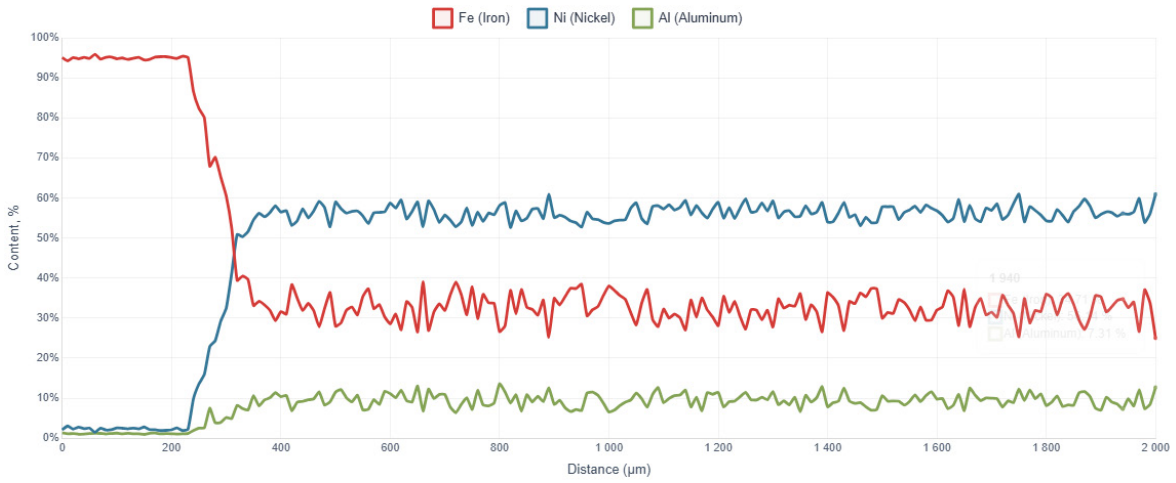

*Рис. 7.* График твердости полученных образцов

*Fig. 7.* Hardness of the obtained samples

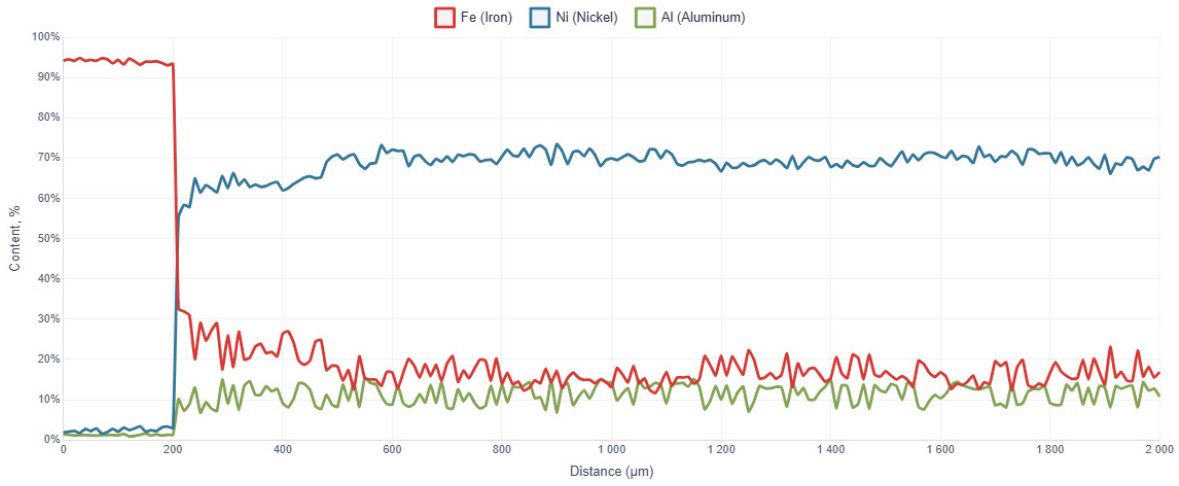
что профиль распределения железа в образце 1 характеризуется более пологим градиентом от подложки к поверхности: концентрация Fe снижается от ≈45 масс. % у границы раздела до ≈35 масс. % в верхней части валика, тогда как в образце 2 наблюдается резкий спад с ≈40 масс. % до ≈25 масс.% на том же расстоянии. Это свидетельствует о более интенсивной конвективной диффузии в сварочной ванне при повышенном энерговкладе, обусловленной усиленным термо-




*а* *б*




*в*




*г*

*Рис. 8.* Профили элементного распределения:

*а* – микроструктурное изображение образца 1; *б* – микроструктурное изображение образца 2; *в* – элементное распределение в образце 1; *г* – элементное распределение в образце 2

*Fig. 8.* Elemental distribution profiles:

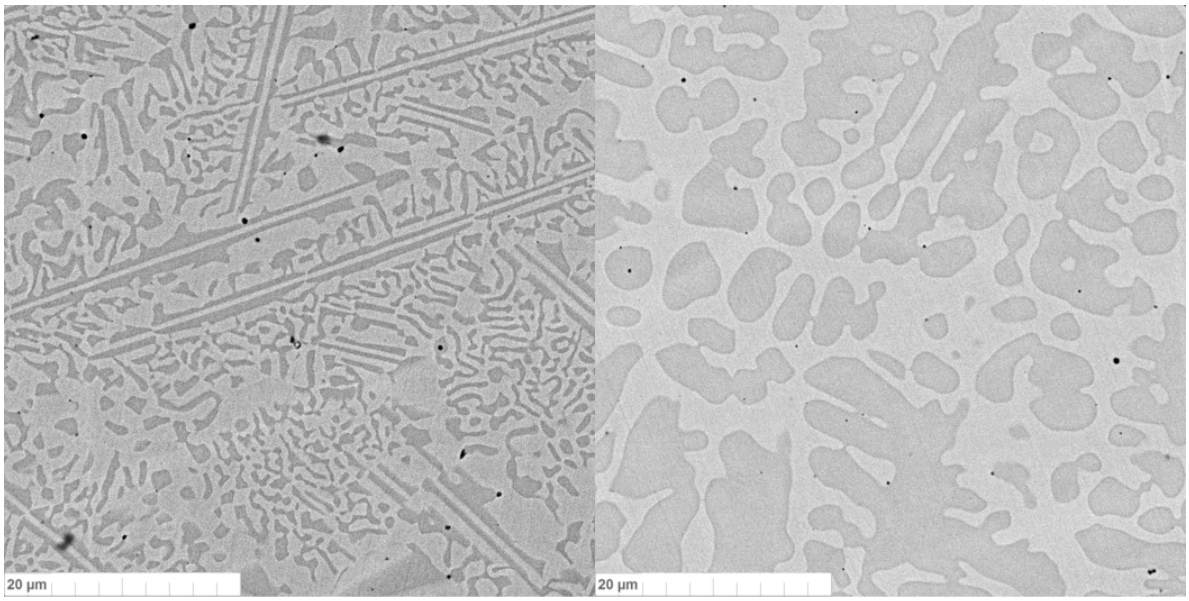
*а* – microstructure image of sample 1; *б* – microstructure of sample 2; *в* – elemental distribution in sample 1; *г* – elemental distribution in sample 2

капиллярным течением и более длительным временем существования жидкой фазы.

При уменьшении ширины видимого поля на электронном микроскопе можно более подробно ознакомиться с наличием и количеством образовавшихся фаз (рис. 9).

На образце 1 с более высоким энерговкладом лазерного излучения было обнаружено образование трех фаз, одна из них имеет протяжную форму в виде линии (рис. 9, *а*), и две редкие фазы, которые также можно наблюдать на образце 2. Судя по формам, можно предположить, что более плотная фаза, выглядящая более ярко на микроскопических снимках, является матрицей, преимущественно состоящей из никеля и железа; округлая фаза внедрения должна содержать в себе примеси алюминия. Увеличение доли железа в покрытии при высоком энерговкладе напрямую коррелирует с изменением фазового состава, что подтверждается данными рентгенофазового анализа (рис. 10). В образце 2 с меньшим содержанием Fe сохраняется стабильная интерметаллидная фаза $Ni_3Al$, выполняющая роль упрочнителя. В образце 1, напротив, избыточное железо стабилизирует фазу тенита ($Fe_{0.64}Ni_{0.36}$), подавляя образование $Ni_3Al$. Таким образом, повышение энерговклада приводит не только к геометрическим изменениям шва, но и к нежелательному изменению целевого фазового состава покрытия, что снижает его жаростойкие свойства. Следовательно, при выборе режимов лазерной наплавки необходимо ограничивать энерговклад значениями, при которых диффузия железа не нарушает формирование упрочняющей интерметаллидной фазы.

Анализ рентгенограмм совпал с ожиданием того, что при более низком энерговкладе образование фазы $Ni_3Al$ является более стабильным, о чем говорит совпадение дифракционной картины с полученным результатом. Сопоставление с анализом микроструктуры также дает представление о том, что при наплавке железо подложки смешивается с материалом покрытия и фаза матрицы преимущественно состоит из нестехиометрической решетки $Fe_{0.64}Ni_{0.36}$, а фаза внедрения – из $Ni_3Al$. Однако анализ рентгенограммы второго образца показал, что фаза $Ni_3Al$ практически перестает присутствовать в структуре и из-за повышения содержания железа в покрытии преимущественно образуется фаза тенита. Что примечательно, на рентгенограмме не было обнаружено оксидов алюминия, что также косвенно подтверждается исследованием твердости, а именно ее относительно низкими показателями.



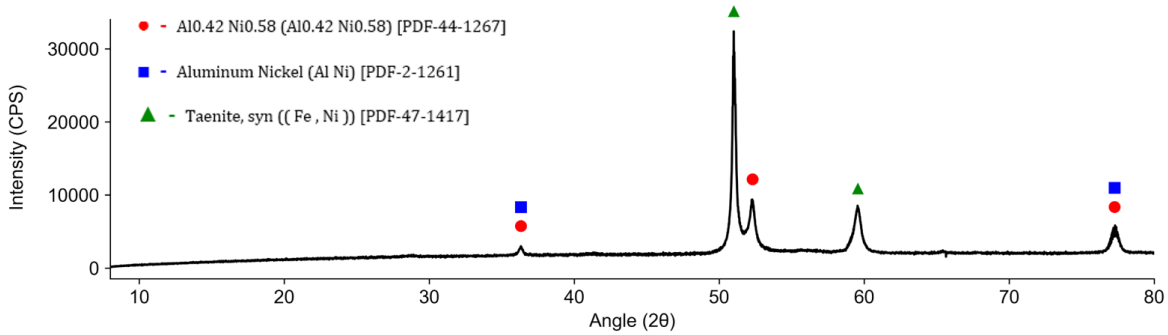

*а* *б*

*Рис. 9.* Микроструктура наплавленных покрытий:

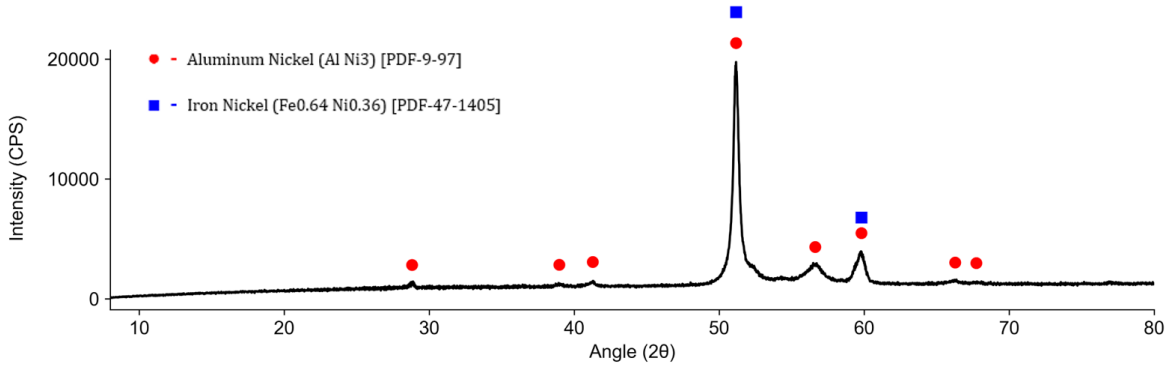
*а* – образец 1; *б* – образец 2

*Fig. 9.* Microstructure of the deposited coatings:

*а* – sample 1; *б* – sample 2




*а*




*б*

*Рис. 10*. Рентгенограммы полученных покрытий:
*а* – образец 1; *б* – образец 2

*Fig. 10.* X-ray diffraction patterns of the obtained coatings:
*а* – sample 1; *б* – sample 2

## Выводы

По результатам проведенных экспериментальных исследований лазерной наплавки порошковой композиции Ni-Al установлены закономерности влияния режимов обработки на сплошность, дефектность и структуру формируемых покрытий.

Установлены границы энерговклада, определяющие качество шва. Минимальный энерговклад, необходимый для инициации проплавления и формирования сплошного валика, составляет $E \geq 54$ кДж. При $E < 54$ кДж во всех случаях наблюдаются участки непроплавленного материала и несплавления с подложкой.

Определена область оптимальных режимов, обеспечивающая получение визуально качественного шва без подрезов, разрывов и значительного разбрызгивания. Она соответствует $E = 54…81$ кДж при скорости сканирования 20…30 мм/мин и мощности лазера 1860…2700 Вт. В этих условиях формируется равномерный валик с минимальной пористостью.

В рамках оптимальной области выделены два образца с различным удельным энерговкладом ($G = 4{,}91$ кДж/г и $G = 3{,}38$ кДж/г). Сравнительный анализ показал следующее.

Оба образца имеют плотную структуру без макротрещин.

Образец 1 с более высоким $G$ характеризуется увеличенной зоной термического влияния (распространяется на всю толщину подложки) и большей площадью поперечного сечения валика (7,4 мм$^2$ против 5,5 мм$^2$).

При более высоком энерговкладе возрастает доля железа из подложки, диффундирующего в покрытие, что изменяет фазовый состав.

Микротвердость покрытий находится на уровне 260…290 HV, что значительно превышает твердость исходной стали Ст3 (≈150 HV). При этом твердость подложки после наплавки возрастает до ≈200 HV вследствие термической закалки.

Фазовый анализ показал, что при меньшем удельном энерговкладе (образец 2) структура

более стабильна и содержит фазу упрочнителя $Ni_3Al$. При большем энерговкладе (образец 1) возрастает содержание железа, что приводит к преимущественному образованию фазы тенита ($Fe_{0.64}Ni_{0.36}$) и снижению доли $Ni_3Al$. Важно отметить, что в обоих случаях оксиды алюминия ($Al_2O_3$) не обнаружены, что свидетельствует об эффективной защите расплава аргоном.

**Практическая значимость.** Полученные данные позволяют рекомендовать для системы Ni-Al режимы с $E = 54…81$ кДж и $G = 3{,}3…5{,}0$ кДж/г как обеспечивающие плотное бездефектное покрытие с высокой твердостью. Дальнейшее повышение удельного энерговклада нецелесообразно, так как ведет к избыточному перемешиванию с подложкой и изменению целевого фазового состава.

Таким образом, цель работы – оптимизация параметров лазерной наплавки Ni-Al по критериям сплошности, геометрической точности и минимальной дефектности – достигнута. Выявленное окно режимов может служить основой для разработки технологических регламентов нанесения никель-алюминиевых покрытий на детали, работающие в условиях высокотемпературного окисления.

## Список литературы


1. *Zhong M., Liu W.* Laser surface cladding: the state of the art and challenges // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science. – 2010. – Vol. 224 (5). – P. 1041–1060. – DOI: 10.1243/09544062JMES1782.

2. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications / K. Wang, Z. Zhang, D. Xiang, J. Ju // Coatings. – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1382. – DOI: 10.3390/coatings12101382.

3. *Li C.* Research progress and prospect of laser cladding technology // Journal of Physics: Conference Series. – 2023. – Vol. 2419 (1). – P. 012049. – DOI: 10.1088/1742-6596/2419/1/012049.

4. Investigation of the influence of laser treatment modes on coatings of aluminum, nickel, nickel-titanium systems / A.M. Makarov, D.A. Gerashchenkov, P.A. Kuznetsov, V.V. Ryabov, O.S. Vasiliev // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 1758 (1). – P. 012024. – DOI: 10.1088/1742-6596/1758/1/012024.

5. Laser cladding of Ni based powder on a Cu-Ni-Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry / F. Bourahima, A.L. Helbert, M. Rege, V. Ji, D. Solas, T. Baudin // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 771. – P. 1018–1028. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.

6. Effect of laser power on the microstructure, wear and corrosion resistance of laser-clad Ni45 nickel-based alloy coatings / X. Pang, Y. Zhao, W. Liu, Z. He // Coatings. – 2026. – Vol. 16 (2). – P. 238. – DOI: 10.3390/coatings16020238.

7. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect / Z. Wang, J. Zhang, F. Zhang, C. Qi // Scientific Reports. – 2024. – Vol. 14 (1). – P. 11685. – DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.

8. Microstructure and wear characteristics of nickel-based coatings produced via laser cladding on 6061 aluminum alloy / H. Zhang, Y. He, T. Zhang, Y. Fu, K. Huang // Lubricants. – 2026. – Vol. 14 (2). – P. 56. – DOI: 10.3390/lubricants14020056.

9. *Haldar B., Saha P.* Identifying defects and problems in laser cladding and suggestions of some remedies for the same // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5 (5). – P. 13090–13101. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.297.

10. Research status of laser cladding technology on aluminum alloy surface / M. Chen, X. Yang, Z. Zhang, Y. Gu, K. Li, Y. Liu, J. Ma // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2025. – Vol. 137 (1). – P. 1–21. – DOI: 10.1007/s00170-025-15204-8.

11. *Luis N.C.* Transition metal aluminide coatings and initial steps on additive manufacturing. – London: IntechOpen, 2018. – DOI: 10.5772/intechopen.72582.

12. *Cheng G.P., He Y.Z.* Preparing of NiAl and $Ni_3Al$ intermetallic composite coatings by laser cladding in situ synthesis // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 239. – P. 636–641. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.239-242.636.

13. High-temperature corrosion characterization of Ni–Al laser cladding: the effect of Al content and Fe / X. Wang, Z. Liu, K. Cheng, J. Li, H. Ning, J. Mao // Journal of Thermal Spray Technology. – 2024. – Vol. 33 (5). – P. 1417–1439. – DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.

14. *Гулов М.А.* Оптимизация параметров лазерной наплавки порошка на основе системы никель-алюминий // Сибирский физический журнал. – 2022. – Т. 17, № 1. – С. 65–77. – DOI: 10.25205/2541-9447-2022-17-1-65-77.

15. *Kotoban D., Grigoriev S., Shishkovsky I.* Study of 3D laser cladding for $Ni_{85}Al_{15}$ superalloy // Physics Procedia. – 2014. – Vol. 56. – P. 262–268. – DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.170.

16. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications / K. Wang, Z. Zhang, D. Xiang, J. Ju // Coatings. – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1382. – DOI: 10.3390/coatings12101382.

17. Laser cladding of Ni based powder on a Cu–Ni–Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry / F. Bourahima, A.L. Helbert, M. Rege, V. Ji, D. Solas, T. Baudin // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 771. – P. 1018–1028. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.

18. *Moosa A.A., Kadhim M.J., Subhi A.D.* Dilution effect during laser cladding of Inconel 617 with Ni–Al powders // Mathematical Models and Methods in Applied Sciences. – 2011. – Vol. 5. – P. 50.

19. Laser cladding Al/Ni composite coating and its tribology performance / G. Zhang, Z. Ren, Y. Hou, H. Zheng // Surface Engineering. – 2025. – Vol. 41 (2). – P. 266–278. – DOI: 10.1177/02670844241309306.

20. *Котобан Д.В., Шишковский И.В.* Экспериментальное исследование условий 3D лазерной наплавки алюминида никеля // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2016. – Т. 80, № 8. – С. 1093–1097 – DOI: 10.7868/S0367676516080263.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

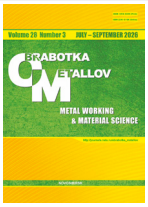
© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2026 vol. 28 no. 3 pp. 44–57
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-44-57

NSTU NETI

Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



# The influence of laser cladding modes on the defectiveness of Ni-Al coatings

*Natalya Kozhukhova* [a], *Vyacheslav Sirota* [b, *], *Anton Churikov* [c], *Sergey Zaitsev* [d], *Dmitry Prokhorenkov* [e]

Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov, 46 Kostyukova st., Belgorod, 308012, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0002-9380-0968, kozhuhovanata@yandex.ru; [b] https://orcid.org/0000-0003-4634-7109, zmas36@mail.ru;
[c] https://orcid.org/0000-0002-1829-2676, churikov.toni@mail.ru; [d] https://orcid.org/0000-0003-0122-1908, sergey-za@mail.ru;
[e] https://orcid.org/0000-0002-6455-8172, bstu-cvt-sem@yandex.ru

**ARTICLE INFO**

*Article history*:
Received: 16 June 2026
Revised: 29 June 2026
Accepted: 11 July 2026
Available online: 15 September 2026

*Keywords*:
Laser cladding
Ni-Al
Coating

*Funding*
This research was carried out within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation No. FZWN-2026-0007, titled "Structural and Physical Principles of the Formation of Functional Topocomposite Protective Coatings Based on Multicomponent Alloys for Elements of Tunnel Boring Complexes with a High Degree of Abrasive Wear", for the period 2026–2028. The work was also supported by the Center for High Technologies of Belgorod State Technological University named after V. G. Shukhov.

*Acknowledgements*
The research was carried out using the equipment of the Center for High Technologies of BSTU named after V. G. Shukhov.

**ABSTRACT**

**Introduction**. Laser cladding of powder composites is a promising method for producing heat-resistant coatings. The *Ni–Al* system, capable of forming the strengthening $Ni_3Al$ phase, is of interest for protecting components operating under high-temperature oxidation conditions. However, the process is complicated by the high reactivity of aluminum and the tendency to form oxides and embrittle the structure. The literature lacks systematic recommendations for selecting parameters that ensure a dense, defect-free coating for the *Ni*–15% *Al* composition. ***The purpose of this work*** is to optimize the laser cladding parameters of the *Ni–Al* powder composite according to the criteria of continuity, geometric accuracy, and minimal defectiveness of the deposited bead. **Materials and methods.** Cladding was performed using a fiber laser with a power of 1,500–3,900 W, scanning speed of 20–100 mm/min, and powder feed rate of 24–69 g/min. A total of 40 single-track beads were produced. Quality was assessed by visual inspection, metallography of cross-sections, microhardness testing, energy-dispersive X-ray spectroscopy (*EDS*), and X-ray diffraction (*XRD*) phase analysis. The energy input $E$ and specific energy input $G$ were calculated for each mode. **Results and discussion.** The minimum energy input required to form a continuous bead is found to be $E \geq 54$ kJ. The optimal parameter window corresponds to $E$ = 54–81 kJ at a scanning speed of 20–30 mm/min and a laser power of 1,860–2,700 W. At higher specific energy input, the iron content diffusing from the substrate increases, and the heat-affected zone expands. The microhardness of the coatings reaches 260–290 HV, significantly exceeding that of the initial steel substrate (≈150 HV). At lower $G$ values, the structure contains the strengthening $Ni_3Al$ phase, while at higher $G$ values, taenite ($Fe_{0.64}Fe_{0.36}$) becomes the dominant phase. Aluminum oxides are not detected in either case. ***Conclusions.*** Modes with $E$ = 54–81 kJ and $G$ = 3.3–5.0 kJ/g are recommended, as they provide a dense, defect-free coating with high hardness and the desired phase composition. Further increase in energy input is inadvisable due to excessive dilution with the substrate material. The obtained results can serve as a basis for developing technological regulations for the application of *Ni–Al* coatings.

**For citation:** Kozhukhova N.I., Sirota V.V., Churikov A.S., Zaitsev S.V., Prokhorenkov D.S. The influence of laser cladding modes on the defectiveness of Ni-Al coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 44–57. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-44-57. (In Russian).

## References

1. Zhong M., Liu W. Laser surface cladding: the state of the art and challenges. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2010, vol. 224 (5), pp. 1041–1060. DOI: 10.1243/09544062JMES1782.

2. Wang K., Zhang Z., Xiang D., Ju J. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications. *Coatings*, 2022, vol. 12 (10), p. 1382. DOI: 10.3390/coatings12101382.

*Sirota Vyacheslav V.,* Ph.D. (Physics and Mathematics)
Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov,
46 Kostyukova st.,
308012, Belgorod, Russian Federation
**Tel.:** +7 904 539-14-08, **e-mail:** zmas36@mail.ru

3. Li C. Research progress and prospect of laser cladding technology. *Journal of Physics: Conference Series*, 2023, vol. 2419 (1), p. 012049. DOI: 10.1088/1742-6596/2419/1/012049.

4. Makarov A.M., Gerashchenkov D.A., Kuznetsov P.A., Ryabov V.V., Vasiliev O.S. Investigation of the influence of laser treatment modes on coatings of aluminum, nickel, nickel-titanium systems. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 1758 (1), p. 012024. DOI: 10.1088/1742-6596/1758/1/012024.

5. Bourahima F., Helbert A.L., Rege M., Ji V., Solas D., Baudin T. Laser cladding of Ni based powder on a Cu-Ni-Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 771, pp. 1018–1028. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.

6. Pang X., Zhao Y., Liu W., He Z. Effect of laser power on the microstructure, wear and corrosion resistance of laser-clad Ni45 nickel-based alloy coatings. *Coatings*, 2026, vol. 16 (2), p. 238. DOI: 10.3390/coatings16020238.

7. Wang Z., Zhang J., Zhang F., Qi C. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect. *Scientific Reports*, 2024, vol. 14 (1), p. 11685. DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.

8. Zhang H., He Y., Zhang T., Fu Y., Huang K. Microstructure and wear characteristics of nickel-based coatings produced via laser cladding on 6061 aluminum alloy. *Lubricants*, 2026, vol. 14 (2), p. 56. DOI: 10.3390/lubricants14020056.

9. Haldar B., Saha P. Identifying defects and problems in laser cladding and suggestions of some remedies for the same. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (5), pp. 13090–13101. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.297.

10. Chen M., Yang X., Zhang Z., Gu Y., Li K., Liu Y., Ma J. Research status of laser cladding technology on aluminum alloy surface. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 137 (1), pp. 1–21. DOI: 10.1007/s00170-025-15204-8.

11. Luis N.C. *Transition metal aluminide coatings and initial steps on additive manufacturing*. London, IntechOpen, 2018. DOI: 10.5772/intechopen.72582.

12. Cheng G.P., He Y.Z. Preparing of NiAl and $Ni_3Al$ intermetallic composite coatings by laser cladding in situ synthesis. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 239, pp. 636–641. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.239-242.636.

13. Wang X., Liu Z., Cheng K., Li J., Ning H., Mao J. High-temperature corrosion characterization of Ni–Al laser cladding: the effect of Al content and Fe. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2024, vol. 33 (5), pp. 1417–1439. DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.

14. Gulov M.A. Optimizatsiya parametrov lazernoi naplavki poroshka na osnove sistemy nikel'-alyuminii [Optimization of parameters of laser cladding of the powder based on nickel-aluminium system]. *Sibirskii fizicheskii zhurnal = Siberian Journal of Physics*, 2022, vol. 17, no. 1, pp. 65–77. DOI: 10.25205/2541-9447-2022-17-1-65-77.

15. Kotoban D., Grigoriev S., Shishkovsky I. Study of 3D laser cladding for $Ni_{85}Al_{15}$ superalloy. *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 262–268. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.170.

16. Wang K., Zhang Z., Xiang D., Ju J. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications. *Coatings*, 2022, vol. 12 (10), p. 1382. DOI: 10.3390/coatings12101382.

17. Bourahima F., Helbert A.L., Rege M., Ji V., Solas D., Baudin T. Laser cladding of Ni based powder on a Cu–Ni–Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 771, pp. 1018–1028. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.

18. Moosa A.A., Kadhim M.J., Subhi A.D. Dilution effect during laser cladding of Inconel 617 with Ni–Al powders. *Mathematical Models and Methods in Applied Sciences*, 2011, vol. 5, p. 50.

19. Zhang G., Ren Z., Hou Y., Zheng H. Laser cladding Al/Ni composite coating and its tribology performance. *Surface Engineering*, 2025, vol. 41 (2), pp. 266–278. DOI: 10.1177/02670844241309306.

20. Kotoban D.V., Shishkovsky I.V. Experimental study of conditions for the 3D laser cladding of nickel aluminide. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2016, vol. 80 (8), pp. 1003–1006. DOI: 10.3103/s1062873816080268. Translated from *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Seriya fizicheskaya*, 2016, vol. 80, no. 8, pp. 1101–1105. DOI: 10.7868/S0367676516080263.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).