

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-198-211>

УДК 621.78:535.211



**К 95-летию Физико-технического института
Национальной академии наук Беларуси**

Оригинальная статья

В. С. Голубев*, И. И. Вегера

*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
ул. Академика Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь*

**ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА**

Аннотация. Изучены возможности поверхностного легирования нержавеющей сталей мартенситного, аустенитного и ферритного классов (95X18, 04X18H9, 03X17 соответственно) излучением волоконного иттербиевого лазера с максимальной мощностью 2 кВт. Для легирования использовались порошки ряда химических соединений: карбиды – WC, B₄C, TiC, Cr₃C₂, бориды – W₂B₅, TiB₂. Слой легирующего материала формировался на поверхности предварительно шликерным способом. Толщина нанесенного слоя составляла ~ 150 мкм. Для исключения интенсивного выгорания обработка проводилась при подаче в зону облучения инертного газа – аргона. Исследовалось влияние режимов легирования на микроструктуру, микротвердость, химический состав, качество легированных зон и их геометрические размеры. Отмечено, что максимальные глубины легированных слоев достигались при максимальном энергокладе излучения при мощности 2 кВт и минимальной скорости сканирования 1 м/мин и находились в пределах 900–1800 мкм. При этом в режиме максимального энергоклада происходит достаточно неплохое перемешивание расплава и в нем практически отсутствуют такие дефекты, как поры и трещины. В зоне легирования, как правило, формируется мелкодисперсная гетерофазная структура в зависимости от рода легирующего материала и режимов лазерной обработки с выделениями исходных легирующих или дополнительно образованных фаз. В целом картина изменения микроструктуры и микротвердости для одинаковых легирующих материалов была схожей для всех исследованных сталей. Самые высокие микротвердости в пределах 8300–16500 МПа, 6000–10000 и 9500–13500 МПа в легированных слоях сталей соответственно 03X17, 04X19H9 и 95X18 достигались при использовании карбида бора (B₄C). Проведенные эксперименты по лазерному легированию показали принципиальную возможность поверхностного упрочнения сталей ферритного и аустенитного классов типа 03X17 и 04X18H9 и дополнительного упрочнения сталей мартенситного класса типа 95X18. Полученные результаты могут быть использованы с целью повышения эксплуатационных свойств, например износо- и коррозионной стойкости, изделий из этих классов сталей.

Ключевые слова: лазерное легирование, поверхностный слой, микроструктура, микротвердость, распределение элементов

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: Голубев Валерий Сергеевич – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник отдела индукционных технологий и термической обработки Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, e-mail: gvs_fti@mail.ru; Вегера Иван Иванович – кандидат технических наук, доцент, директор Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, e-mail: vegera@phti.by

Вклад авторов: оба автора в равной степени внесли свой вклад в исследовательскую работу.

Для цитирования: Голубев, В. С. Поверхностное легирование нержавеющей сталей с использованием волоконного лазера / В. С. Голубев, И. И. Вегера // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 198–211. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-198-211>

Поступила в редакцию: 30.04.2026

Доработанный вариант: 05.07.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

*On the 95th Anniversary of the Physical-Technical Institute
of the National Academy of Sciences of Belarus*

Original article

Valery S. Golubev*, Ivan I. Vegea

*Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
10, Academician Kuprevich St., 220084, Minsk, Republic of Belarus*

SURFACE ALLOYING OF STAINLESS STEELS USING A FIBER LASER

Abstract. The potential of surface alloying of martensitic, austenitic, and ferritic stainless steels (95Cr18, 04Cr18N9, 03Cr17, respectively) using a ytterbium fiber laser with a maximum power of 2 kW was studied. Powders of a number of chemical compounds were used for alloying: carbides (WC , B_4C , TiC , Cr_3C_2), borides (W_2B_5 , TiB_2). A layer of alloying material was preliminarily formed on the surface using the slip method. The thickness of the applied layer was $\sim 150 \mu m$. To prevent intense burnout, the treatment was carried out while supplying an inert gas (argon) to the irradiation zone. The effect of alloying modes on the microstructure, microhardness, chemical composition, quality of alloyed zones, and their geometric dimensions was studied. It was noted that the maximum alloyed layer depths were achieved at maximum radiation input of 2 kW and a minimum scanning speed of 1 m/min, ranging from 900 to 1800 μm . Moreover, at maximum energy input, the melt is fairly well mixed, and defects such as pores and cracks are virtually absent. A finely dispersed heterophase structure typically forms in the alloying zone, depending on the type of alloying material and laser processing modes, with precipitation of the original alloying phases or additionally formed ones. Overall, the pattern of microstructure and microhardness changes for the same alloying materials was similar for all the steels studied. The highest microhardness values, ranging from 8300 to 16500 MPa, 6000 to 10000 MPa, and 9500 to 13500 MPa, were achieved in the alloyed layers of 03Cr17, 04Cr19N9, and 95Cr18 steels, respectively, using boron carbide (B_4C). Laser alloying experiments demonstrated the fundamental possibility of surface hardening of ferritic and austenitic steels such as 03Cr17 and 04Cr18N9, and additional hardening of martensitic steels such as 95Cr18. The results obtained can be used to improve operational properties, such as wear and corrosion resistance, of specific products made from these steels.

Keywords: laser alloying, surface layer, microstructure, microhardness, element distribution

Conflict of interest: the authors declare no conflict of interest.

Information about the authors: Valery S. Golubev – Cand. Sci. (Physics and Mathematics), Leading Researcher of the Department of Induction Technologies and Heat Treatment at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, e-mail: gvs_fti@mail.ru; Ivan I. Vegea – Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, Director at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, e-mail: vegea@phti.by

Contribution of the authors: both authors contributed equally to the research work.

For citation: Golubev V. S., Vegea I. I. Surface alloying of stainless steels using a fiber laser. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* = *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 198–211 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-198-211>

Received: 30.04.2026

Modified: 05.07.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. В связи с повышением уровня технического прогресса, проектированием все более сложных машин и механизмов перед современным производством стоит задача выпуска усовершенствованных комплектующих деталей как по конфигурации, так и по архитектуре их рабочих поверхностей с соответствующими физико-механическими и физико-химическими свойствами. С этой целью разрабатываются новые конструкционные стали и сплавы, а также методы их обработки, в том числе и методы лазерной поверхностной обработки: закалки, легирования, наплавки и т. п. [1–12]. Зачастую такие разработанные методы позволяют достигать высоких эксплуатационных результатов при изготовлении деталей и из традиционных материалов. Простота управления лазерным лучом, возможность плавного изменения в широких пределах энергии, а следовательно, и температуры на поверхности, кратковременность термического воздействия энергии на материал и малые зоны термического влияния этого воздействия – все это основные преимущества лазерного способа обработки материалов. Лазерные технологии модифицирования металлических поверхностей, используя перечисленные преимущества, способны обеспечить существенное улучшение таких важнейших рабочих характеристик металлов, как стойкость против износа трением, абразивного и коррозионного износа, высоко-температурного отпуска и др.

В последние годы в промышленности начали широко применяться мощные волоконные лазеры, прежде всего для раскроя материалов и сварки. Этот тип лазеров имеет ряд своих преимуществ по энергетическим, оптическим и технологическим характеристикам. Так, КПД волоконного лазера достигает 30–35 %, для фокусировки его излучения используются обычные стеклянные линзы, при этом такое излучение может транслироваться на значительные расстояния.

Уникальные свойства лазерного излучения служат основой для создания и развития таких эффективных технологий, как лазерное легирование и наплавка [1–12]. Многими авторами, в том числе и сотрудниками Физико-технического института НАН Беларуси, была показана перспективность применения этих методов лазерной обработки для широкой гаммы металлических материалов [5–7; 9; 15; 16].

Ранее нами было исследовано влияние ряда энергетических и технологических факторов на особенности поверхностного легирования износостойкой стали типа Hardox 600 [5] с использованием воздействия излучением иттербиевого волоконного лазера. Показано, что данный метод позволяет получать на такого рода сталях достаточно глубокие и качественные поверхностные слои с повышенными твердостью, коррозионной стойкостью и др. Это открывает перспективу разработки лазерной технологии локального поверхностного упрочнения при проектировании ответственных деталей с регламентируемой конфигурацией поверхностных свойств и высоким ресурсом их эксплуатации в различных сферах современного производства.

Особый интерес в этом плане представляет изучение возможности лазерного поверхностного легирования сталей нержавеющей стали класса [1–4; 6; 10–12]. Так, нержавеющие стали мартенситного класса используются для изготовления деталей пищевой и химической промышленности (втулки, оси, стержни, подшипники), обладающих высокой твердостью и работающих в агрессивных средах, к этим деталям предъявляются требования высокой прочности и износостойкости.

Выбор марки стали зависит от требований, предъявляемых к твердости деталей. Например, одна из самых высокопрочных в своем классе сталь 95X18 (AISI 440B, 440C) применяется для изготовления деталей пищевой и химической промышленности, работающих при повышенных нагрузках и в условиях сильного абразивного изнашивания. После закалки, обработки холодом и низкого отпуска твердость данной стали может достигать предельных значений 59–61 HRC [13; 14]. К основным малоуглеродистым коррозионностойким сталям относятся хромистые и хромоникелевые стали ферритного и аустенитного классов (более 90 % производимых и востребованных нержавеющей сталей).

В нашей предыдущей работе [6] показано, что поверхностное лазерное легирование стали 95X18 открывает возможности дополнительного повышения ряда ее свойств. Результат лазерного легирования той или иной марки стали зависит от легирующего материала, применяемого лазера, режимов его работы (непрерывный, импульсный или квазинепрерывный), параметров обработки (мощность лазерного излучения, диаметр пятна фокусировки, скорость сканирования лазерного луча и др.), окружающей атмосферы и других факторов.

Литературный анализ показал, что по лазерному легированию конкретных нержавеющей сталей зачастую либо полностью отсутствуют какие-либо данные (в частности, для стали 03X17 (AISI 430)), либо это единичные публикации (как для стали 95X18 (AISI 440B, 440C) [6]), либо они немногочисленны и трудно сопоставимы (например, для стали 04X18H9 (AISI 304)), так как получены в различных экспериментальных условиях [10–12]. Так, в [10] на образец из нержавеющей стали AISI 304 наносилось шликерное покрытие порошком TiC. Обработку выполняли на импульсном Nd:YAG лазере (ALPHALASER, Германия) с максимальной мощностью 200 Вт, с частотой импульсов в диапазоне 0,5–20 Гц, диаметром луча 1,5 мм. Пиковая мощность составляла 1–3,5 кВт. Было отмечено, что средняя твердость поверхности из нержавеющей стали AISI 304 (220 HV0.05) повышалась до 400–1200 HV0.05 в зависимости от параметров лазерной обработки. В работе [11] для лазерного легирования стали AISI 304 смешивали порошки Al, Si, Ti, Ni и WC (10, 20, 30 %) с размером частиц 20–50 мкм. Лазерную обработку образцов со слоями покрытия толщиной 0,7 мм выполняли при мощности излучения волоконного лазера (YLS-5000, IPG Photonics) 1800 Вт, диаметре луча 3 мм, скорости его перемещения 0,01 м/с. Показано, что

средняя микротвердость легированного слоя с 20 % WC составляла 960 HV0.2, при этом наблюдалась самая низкая степень абразивного износа. В исследованиях, результаты которых приведены в [12], нержавеющая сталь AISI 304 была подвергнута лазерному легированию на основе смеси порошков WC + Ni + NiCr с использованием непрерывного излучения Nd:YAG лазера мощностью 5 кВт. Максимальная твердость легированных слоев составляла 1350 HV. Отмечено также, что были значительно улучшены износостойкость и коррозионная стойкость.

Цель настоящей работы – определение возможности лазерного поверхностного легирования нержавеющих сталей ферритного (03X17 (AISI 430)), аустенитного (04X18H9 (AISI 304)) и мартенситного (95X18 (AISI 440B, 440C)) классов при воздействии излучения мощного волоконного лазера с использованием ряда наиболее применяемых для такого рода задач карбидов и боридов; изучение особенностей влияния режимов легирования в идентичных условиях одного эксперимента на микроструктуру зон легирования, микротвердость, химический состав; установление режимов, обеспечивающих наиболее высокое качество формирования поверхностного слоя.

Материалы и методы исследования. Для легирования нержавеющих сталей лазерным излучением использовался комплекс поверхностной термообработки МЛ35-ПО на базе волоконного иттербиевого лазера ЛС-2 с максимальной выходной мощностью 2 кВт. Процесс лазерной обработки проводился по классической схеме поверхностного легирования металлических образцов [1; 9]. Режимы лазерной обработки выбирались на основе определения оптимального сочетания ряда таких технологических факторов, как размер пятна фокусировки, его положение относительно поверхности обрабатываемого материала, мощность лазерного излучения, скорость сканирования луча. Были проведены эксперименты по изучению возможности поверхностного упрочнения нержавеющих сталей ферритного, аустенитного и мартенситного классов (соответственно, 03X17, 04X18H9, 95X18) с использованием излучения указанного волоконного иттербиевого лазера. Исследованы микроструктура, микротвердость, геометрические размеры образовавшихся в ходе эксперимента слоев, определено наличие в них дефектов в виде пор, трещин и т. д.

Коррозионно-стойкая хромистая безникелевая сталь ферритного класса общего применения. 03X17 (AISI 430)¹ отличается высокими прочностными и механическими свойствами, высокой коррозионной стойкостью. Сталь достаточно пластична, хорошо обрабатывается, достаточно хорошо поддается вытяжке, штамповке, вальцовке и т. д. Благодаря низкому коэффициенту термического расширения данная нержавеющая сталь оптимальна для изделий, испытывающих перепады температур.

Нержавеющая сталь марки 04X18H9 (AISI 304)² относится к высоколегированным коррозионно-стойким сплавам аустенитного класса с пониженным содержанием углерода. Благодаря оптимальному химическому составу данная марка обладает исключительной стойкостью к агрессивным средам, высокой прочностью, пластичностью и жаростойкостью при значительных температурах. Сталь 04X18H9 характеризуется высокой пластичностью при достаточной прочности, что обеспечивает хорошую формуемость и возможность изготовления изделий сложной конфигурации методами холодной штамповки. При холодной деформации происходит значительное деформационное упрочнение (наклеп), что позволяет повысить прочностные характеристики на 30–40 %. Благодаря высокому содержанию хрома и никеля, а также пониженному содержанию углерода (до 0,04 %) сталь 04X18H9 обладает превосходной коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах. Вследствие уникального сочетания механических, антикоррозионных и технологических свойств, она находит широкое применение в химической и нефтехимической промышленности, энергетике, для изготовления насосов и криогенной техники и т. д.

Сталь 95X18 (AISI 440B, 440C)³ – нержавеющая коррозионно-стойкая сталь мартенситного класса, высоколегированная, обладает высокой твердостью и умеренной коррозионной стойкостью.

¹ ГОСТ 5949–2018.Metalloprodukcija iz staley nerzhavejuschich i spлавov na železownikелевой основе korrozijonno-stojkich, žarostojkich i žаропрочных. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2018. 31 с. ; ASTM A276-13a. Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes / ASTM International. URL: <https://store.astm.org/standards/a276>

² ГОСТ 5632–2014. Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. М.: Стандартинформ, 2015. 112 с. ; ASTM A276-13a. Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes.

³ Там же.

Химический состав стали 95X18 включает в себя три основных элемента: железо, углерод, хром, которые и определяют ее свойства. Высокое содержание углерода обеспечивает значительную прочность в условиях механических нагрузок, тогда как хром повышает коррозионные свойства. Добавка небольших количеств титана ($\sim 0,2\%$) и никеля ($\sim 0,6\%$) дополнительно улучшает эксплуатационные свойства металла в целом и изготавливаемых из него изделий. Небольшое количество вредных примесей ($\leq 0,03\%$ фосфора, $0,025\%$ серы) способствует устойчивости изделий к значительным температурным изменениям и агрессивному воздействию окружающей среды. По совокупности физических, химических и механических свойств данный тип стали считается одним из лучших материалов для изготовления ножей и клинкового оружия. В машиностроении из нее изготавливают пружины, комплектующие насосов вакуумных и высокого давления, сварочных аппаратов, роторов, газовых турбин, обоймы, ролики, шарики подшипников и т. д. К сферам применения стали 95X18 относятся также медицина, металлообработка, энергетическая отрасль, строительство и др.

Для легирования в настоящих экспериментах использовались порошки ряда химических соединений: карбиды WC, B_4C , TiC, Cr_3C_2 , бориды W_2B_5 , TiB_2 . Слой легирующего материала формировался на поверхности предварительно шликерным способом, который обеспечивает экономный расход легирующего материала, при этом в зоне обработки достигается нужная концентрация легирующего компонента. Необходимо отметить, что благодаря такому способу появляется возможность наносить самые разные легирующие сочетания порошков. Толщина предварительно нанесенного слоя в нашем эксперименте составляла ~ 150 мкм. Лазерная обработка образцов с нанесенными легирующими слоями проводилась в равнозначных условиях при шести режимах: при выходных мощностях излучения 2 и 1 кВт и при трех скоростях сканирования луча 1,0–2,5–5,0 м/мин. Для исключения интенсивного выгорания обработка осуществлялась при подаче в зону облучения инертного газа – аргона.

Измерения микротвердости выполнялись на микротвердомере ПМТ-3 (Россия) при нагрузке 100 г; микроструктура анализировалась на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-2 (Германия). Химическое травление шлифов осуществлялась с использованием раствора Марбле. Элементный состав шлифов в поперечных сечениях перпендикулярно поверхности, морфология поверхности изучались с использованием электронного сканирующего микроскопа Mira 3LMN (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором INCA Energy 350 (Великобритания). Погрешность измерения не превышала 3–5 %.

Результаты исследования и их обсуждение. При лазерном легировании происходят достаточно сложные и взаимосвязанные процессы тепло- и массопереноса и микрометаллургии. Структура и свойства легированных поверхностных слоев зависят от многих факторов, действие которых часто противоположно. Вследствие этого экспериментальным исследованиям процессов лазерного легирования на данном этапе до сих пор придается главенствующее значение.

Нержавеющая сталь 03X17. На рис. 1 приведены характерные микроструктуры легированных слоев, формирующихся на поверхности стали 03X17 с исходной микротвердостью ~ 1850 МПа.

Следует отметить, что максимальные глубины легированных слоев достигались при максимальном энерговкладе излучения при мощности 2 кВт и минимальной скорости сканирования 1 м/мин и находились в пределах 900–1800 мкм. При этом минимальная глубина (900 мкм) наблюдалась для порошка B_4C , а максимальная (1800 мкм) – для порошка W_2B_5 . Такой разброс по глубине легирования может быть связан с коэффициентами поглощения лазерного излучения этими порошками и соответствующим изменением теплопроводности поверхностного слоя при трансформации его химического состава. На приведенных изображениях микроструктур видно, что в режимах максимального энерговклада происходит приемлемое перемешивание расплава и практически отсутствуют такие дефекты, как поры и трещины. Для остальных режимов не плохое качество зон легирования наблюдалось для порошков TiC, Cr_3C_2 , W_2B_5 . В то же время со снижением энерговклада, то есть с уменьшением выходной мощности или увеличением скорости сканирования лазерного луча, уменьшались не только глубина легированного слоя, но и степень перемешивания в нем расплава. При этом могли формироваться поры и трещины. Такое качество слоев наблюдалось, например, при использовании B_4C .

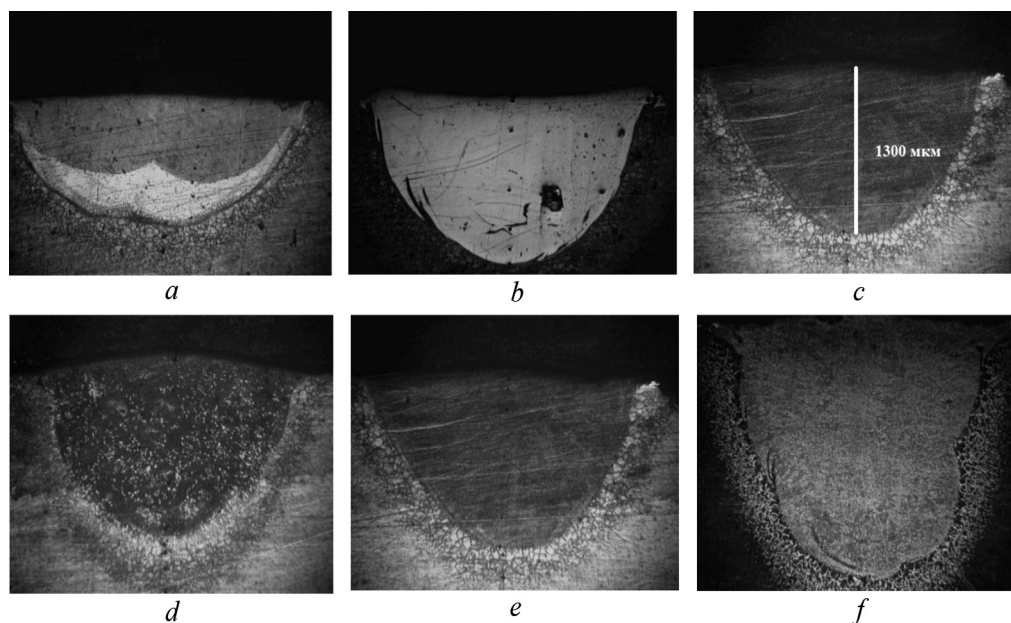


Рис. 1. Микроструктуры зон легирования стали 03X17 (AISI 430) при максимальном энерговкладе (2 кВт, 1 м/мин) для различных легирующих материалов (50°): *a* – B_4C ; *b* – WC ; *c* – Cr_3C_2 ; *d* – TiC ; *e* – TiB_2 ; *f* – W_2B_5

Fig. 1. Microstructures of alloying zones of 03Cr17 (AISI 430) steel at maximum energy input (2 kW, 1 m/min) for various alloying materials (50°): *a* – B_4C ; *b* – WC ; *c* – Cr_3C_2 ; *d* – TiC ; *e* – TiB_2 ; *f* – W_2B_5

В случае использования порошка TiB_2 происходил прогиб поверхностного слоя расплавленного металла и на поверхности подложки по краям ванны расплава могли фиксироваться подплавленные остатки легирующего материала. Это можно связать с тем, что преобладающим механизмом в данном случае являлось испарение поверхностных слоев, вследствие чего образовывались так называемые пары отдачи, давление которых искривляло поверхность мелкой ванны расплава, что способствовало его выбросу. При более интенсивном воздействии, достигаемом за счет повышения мощности и одновременного снижения скорости сканирования лазерного излучения, преобладающим механизмом является быстрое продвижение фронта плавления основного материала и более интенсивное перемешивание образующейся ванны расплава как за счет термокапиллярной конвекции, так и давления образующихся «паров отдачи».

Образование пор, особенно крупных, также, по-видимому, связано с сильным испарением материала и повышением давления в локальных местах зоны нагрева, а не с захватом воздуха перемешивающейся ванной расплава. Подтверждением этому является отсутствие пор при легировании с использованием других порошков. Сильное испарение материала с образованием пор в расплаве может быть связано с протеканием интенсивной экзотермической реакции между собой каких-либо элементов легирующей фазы и основного металла при их совместном нагревании [15; 16]. В данном случае одним из таких элементов может быть бор, который высвобождается при диссоциации, например, карбида бора.

В зоне легирования, как правило, формируется мелкодисперсная гетерофазная структура в зависимости от рода легирующего материала и режимов лазерной обработки с выделениями исходных легирующих или дополнительно образованных фаз. Причем, как уже отмечалось, чем меньше энерговклад, тем меньше глубина зоны легирования и степень перемешивания, между тем вероятность включений исходной легирующей фазы выше и они могут быть крупнее. Немаловажную роль в данном случае может играть температура плавления легирующей компоненты. Так, химическое соединение TiC имеет достаточно высокую температуру плавления 3140 °С, при этом даже в случае максимального проплава в структуре фиксируется большое количество включений исходного легирующего компонента с микротвердостью порядка 24 000 МПа. Для порошка W_2B_5 с температурой плавления 2370 °С в этих же условиях могут наблюдаться лишь отдельные и небольшие включения исходной легирующей фазы с микротвердостью на уровне 17 400 МПа. Тогда как при снижении энерговклада, например, при мощности 2 кВт и скорости сканирования

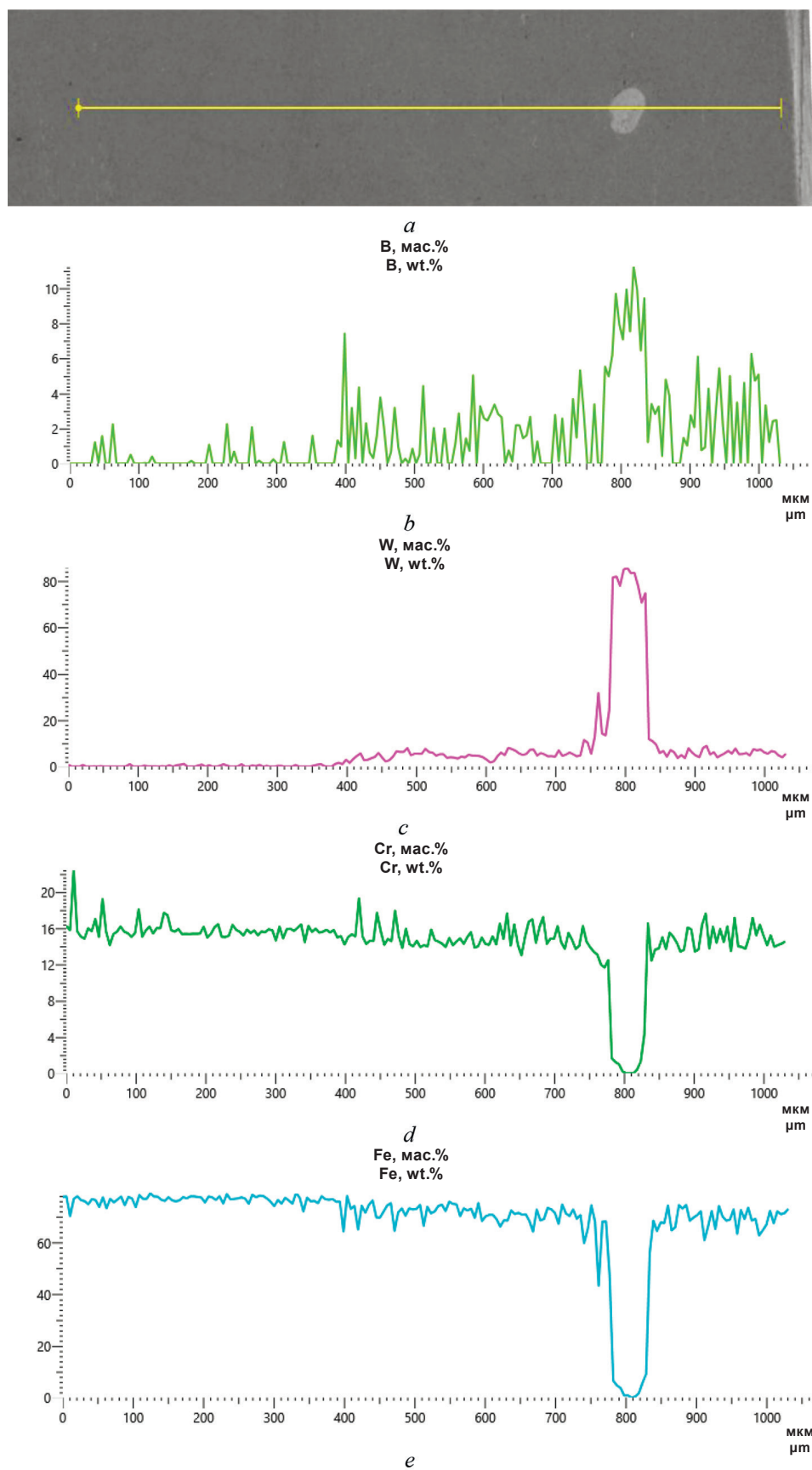


Рис. 2. Зона легирования стали 03X17 (AISI 430) при использовании W_2B_5 (*a*) и распределение различных элементов по глубине (*b–e*)

Fig. 2. Alloying zone of 03Cr17 (AISI 430) steel using W_2B_5 (*a*) and distribution of various elements by depth (*b–e*)

2,5 м/мин уже и для этого порошка помимо уменьшения общей глубины расплава снижалась степень перемешивания, а также могли фиксироваться отдельные довольно крупные включения.

На рис. 2 приведены распределения различных элементов по глубине ванны расплава для этого режима лазерного легирования с использованием порошка W_2B_5 .

Ванна расплавления формируется в целом за счет конвективного перемешивания, когда расплав с высокой температурой у поверхности перемещается ко дну. Таким образом окончательно формируется и глубина расплава. Этот же механизм перемешивания создает и легированную зону, когда легирующий материал с поверхности перераспределяется по глубине ванны расплава. При осуществлении такого рода процесса под глубиной зоны легирования понимается вся глубина расплавления. Распределение элементов легирования по этой глубине может быть неравномерным. Тем не менее флуктуации, например, бора на уровне 2 % (см. рис. 2, б) наблюдаются практически до самого дна ванны расплава.

Из рис. 2 видно, что отдельное включение соответствует исходному легирующему материалу. В то же время для порошка TiB_2 большое количество крупных включений с микротвердостью на уровне 32 000 МПа начинает появляться и для режима при мощности 2 кВт и скорости сканирования луча 2,5 м/мин. И чем меньше температура плавления легирующего материала, тем дольше сохраняется степень однородности ванны расплава со снижением энерговклада при осуществлении процесса лазерного легирования. Как показано ранее [5], процесс легирования в итоге может постепенно трансформироваться в процесс наплавки присадочного материала к поверхности.

Следует отметить, что при проведении исследований все шлифы образцов подвергались одинаковому химическому травлению раствором Марбле. Поэтому по внешнему виду травленных образцов можно судить о степени коррозионной стойкости легированных зон, по крайней мере в кислотной среде HCl. Так, некоторое повышение коррозионной стойкости наблюдалось при использовании порошков B_4C и WC, а для порошков Cr_3C_2 и W_2B_5 повышение было весьма заметно при режимах обработки с небольшими энерговкладами.

На рис. 3, 4 представлены зависимости микротвердости по глубинам легированных слоев для ряда режимов лазерного воздействия и различных легирующих материалов.

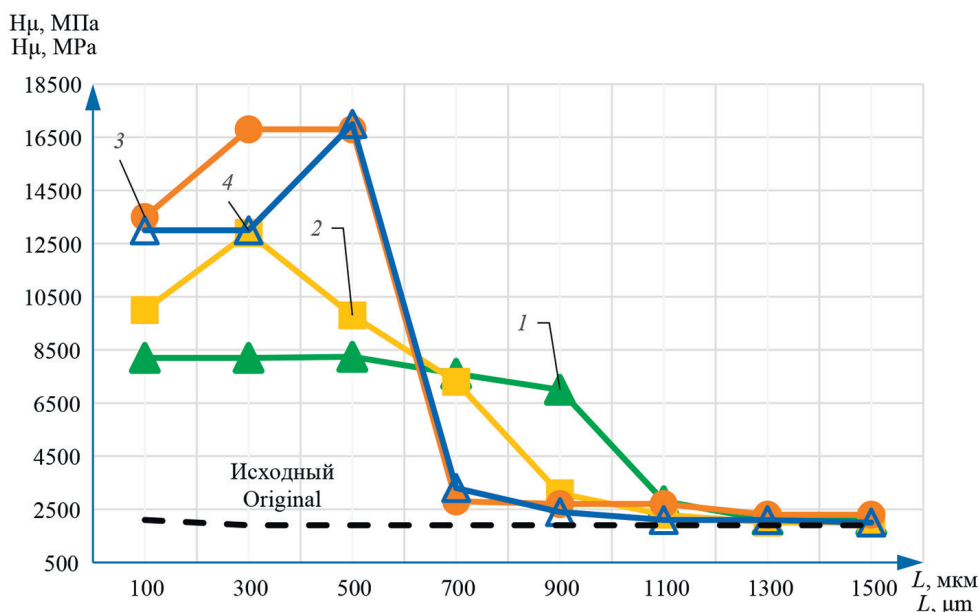


Рис. 3. Графики распределения микротвердости (H_μ , МПа) по глубине легирования (L , мкм) на стали 03X17 (AISI 430) при использовании порошка B_4C : 1 – $P = 2$ кВт, $V = 1,0$ м/мин; 2 – $P = 2$ кВт, $V = 2,5$ м/мин; 3 – $P = 2$ кВт, $V = 5,0$ м/мин; 4 – $P = 1$ кВт, $V = 1$ м/мин

Fig. 3. Graphs of microhardness (H_μ , MPa) distribution by alloying depth (L , μm) on 03Cr17 (AISI 430) steel using B_4C powder: 1 – $P = 2$ kW, $V = 1,0$ m/min; 2 – $P = 2$ kW, $V = 2,5$ m/min; 3 – $P = 2$ kW, $V = 5,0$ m/min; 4 – $P = 1$ kW, $V = 1$ m/min

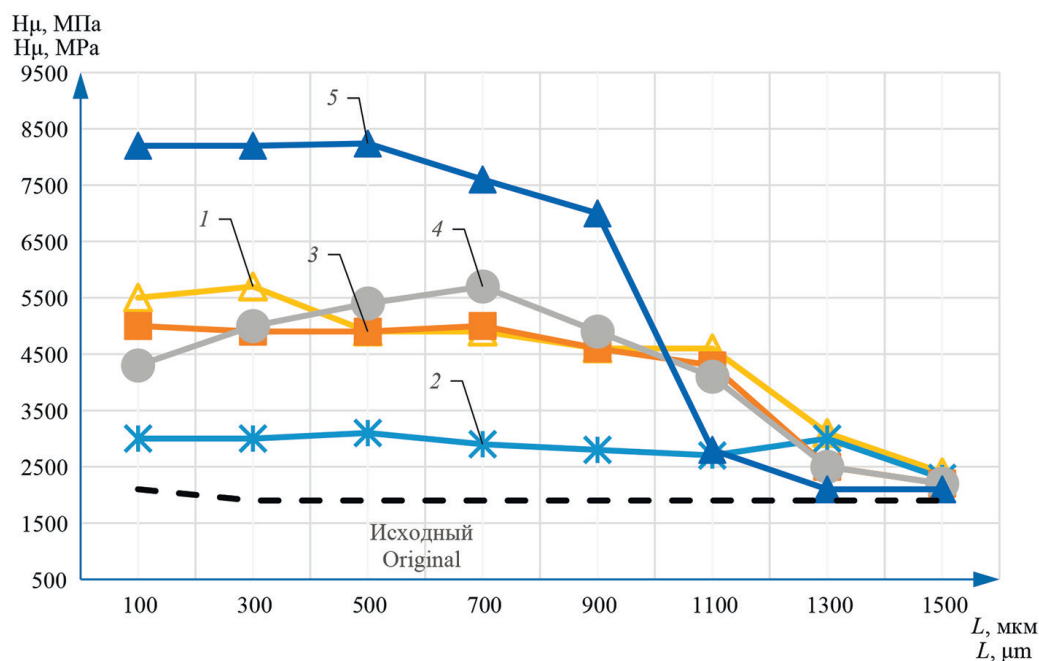


Рис. 4. Графики распределения микротвердости (H_μ , МПа) по глубине легирования (L , мкм) на стали 03X17 (AISI 430) в режиме максимального энергозаклада (2 кВт, 1 м/мин) при использовании различных порошков: 1 – Cr_3C_2 ; 2 – TiC ; 3 – TiB_2 ; 4 – WC ; 5 – B_4C

Fig. 4. Graphs of microhardness (H_μ , MPa) distribution by alloying depth (L , μm) on 03Cr17 (AISI 430) steel in the maximum energy input mode (2 kW, 1 m/min) using different powders: 1 – Cr_3C_2 ; 2 – TiC ; 3 – TiB_2 ; 4 – WC ; 5 – B_4C

Видно, что самые высокие микротвердости в пределах 8300–16500 МПа в легированных слоях достигаются при использовании B_4C . Для всех остальных легирующих материалов значения микротвердости расплавленных зон были ниже. Исключение составил Cr_3C_2 в режиме с минимальным энергозакладом (2 кВт, 5 м/мин), когда микротвердость достигала уровня $\sim 12\,000$ МПа. Это был режим практически уже наплавки материала на поверхность. Как правило, с уменьшением глубины ванны расплава микротвердость возрастала. Так, для WC микротвердость находилась в диапазоне 5000–6800 МПа, для TiC – 3000–4000 МПа, для Cr_3C_2 – 4000–5500 МПа, для TiB_2 – 5000–6800 МПа, для W_2B_5 – 4200–7000 МПа.

Нержавеющая сталь 04X18H9. Что касается легирования стали 04X18H9 (AISI 304), то в целом картина по микроструктуре и микротвердости была схожей с предыдущими результатами по стали 03X17. На рис. 5 представлены микроструктуры зон легирования для легирующего порошка WC (a–c) и для Cr_3C_2 (d–f). На рис. 5 g, h видно, что, например, для Cr_3C_2 структура является мелкодисперсной и имеет ячеисто-дендритный характер различной направленности в объеме расплава на различных его участках.

В то же время при использовании порошка TiB_2 при режимах с недостаточным энергозакладом происходит прогиб свободной поверхности расплава и частичный выброс его расплавленных частиц за пределы пятна фокусировки (рис. 6). Как уже отмечалось, это может быть связано с интенсивным разогревом на локальных участках, вследствие чего происходит испарение легирующего материала с соответствующим давлением паров на ванну расплава. При этом в ходе эксперимента наблюдался яркий факел, который к тому же сопровождался характерным звуком. Природа этого процесса также может быть связана с экзотермической реакцией с участием бора, когда под давлением в результате интенсивного испарения реализуется вынос расплава, а порообразование не успевает произойти.

На рис. 7 по аналогии с результатами для стали 03X17 (AISI 430) (см. рис. 4) приведены графики распределения микротвердости по глубине зоны легирования для режима максимального энергозаклада. Штриховой линией показана исходная микротвердость стали 04X18H9 (AISI 304).

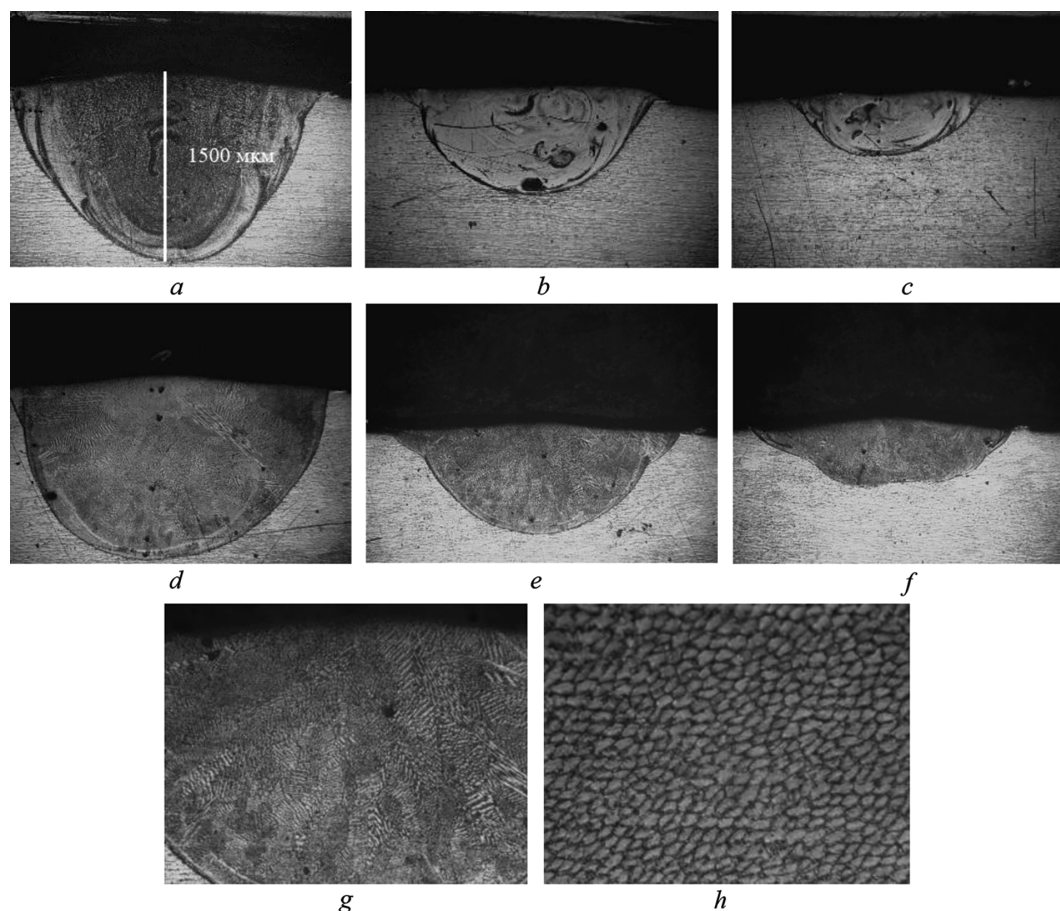


Рис. 5. Микроструктуры зон легирования на стали 04X18N9 (AISI 304) при различном энерговкладе для разных легирующих материалов: *a–c* – WC, *d–h* – Cr₃C₂; *a–f* – 50°, *g* – 125°, *h* – 1000°; *a, d* – 2 кВт, 1 м/мин; *b, e* – 2 кВт, 2,5 м/мин; *c, f* – 2 кВт, 5 м/мин

Fig. 5. Microstructures of alloying zones on 04Cr18N9 (AISI 304) steel at different energy input for different alloying materials: *a–c* – WC, *d–h* – Cr₃C₂; *a–f* – 50°, *g* – 125°, *h* – 1000°; *a, d* – 2 kW, 1 m/min; *b, e* – 2 kW, 2.5 m/min; *c, f* – 2 kW, 5 m/min

Как и для стали 03X17 (AISI 430), максимальные значения микротвердости наблюдались при использовании для легирования порошка В₄С. В целом для всех использованных порошков эффект упрочнения от легирования на стали 04X18N8 (AISI 304) был несколько меньше. Так, во всем диапазоне режимов обработки для В₄С микротвердость находилась в диапазоне 6000–10 000 МПа, для WC, TiC, Cr₃C₂, TiB₂, W₂B₅ соответственно в диапазонах 4500–6300, 3200–4100, 4000–5500, 4000–6000, 4100–6300 МПа.

Исследованная сталь 03X17, как уже упоминалось, относится к нержавеющей хромистым сталям ферритного класса, структура которых представляет собой феррит, и они не претерпевают фазовых превращений. Поэтому в стандартных условиях термообработки упрочнить данную сталь не представляется возможным. Полученные нами результаты по лазерному легированию этой стали открывают такую возможность.

Добавление достаточной концентрации никеля в хромистую (18 %) сталь превращает ее в аустенитную. Закалка такого рода аустенитных нержавеющей сталей представляет собой только смягчающую термическую операцию, так как в итоге из-за сложности происходящих процессов твердость этих сталей не повышается. Проведенные эксперименты по лазерному легированию стали 04X18N9 также показывают возможность поверхностного упрочнения такого рода сталей.

Нержавеющая сталь 95X18. Эксперименты по возможности лазерного легирования нержавеющей сталей мартенситного класса были проведены с использованием стали 95X18 (AISI 440B, 440C). Как нами было показано ранее [6], при обычной лазерной закалке в твердой фазе максимально достигаемая твердость составляла 56–57 HRC. При обработке с расплавлением

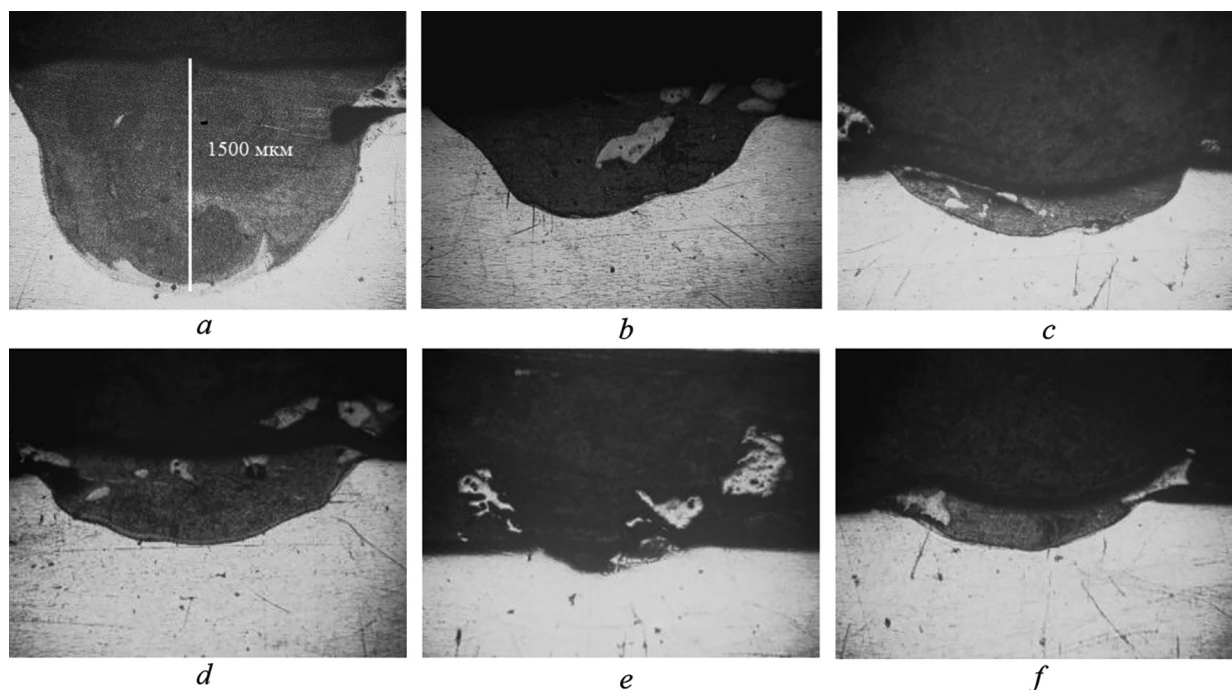


Рис. 6. Микроструктуры зон легирования ($50\times$) на стали 04X18N9 (AISI 304) при использовании порошка TiB_2 для различных режимов обработки: *a* – 2 кВт, 1 м/мин; *b* – 2 кВт, 2,5 м/мин; *c* – 2 кВт, 5 м/мин; *d* – 1 кВт, 1 м/мин; *e* – 1 кВт, 2,5 м/мин; *f* – 1 кВт, 5 м/мин

Fig. 6. Microstructures of alloying zones ($50\times$) on steel 04Cr18N9 (AISI 304) when using TiB_2 powder for various processing modes: *a* – 2 kW, 1 m/min; *b* – 2 kW, 2.5 m/min; *c* – 2 kW, 5 m/min; *d* – 1 kW, 1 m/min; *e* – 1 kW, 2.5 m/min; *f* – 1 kW, 5 m/min

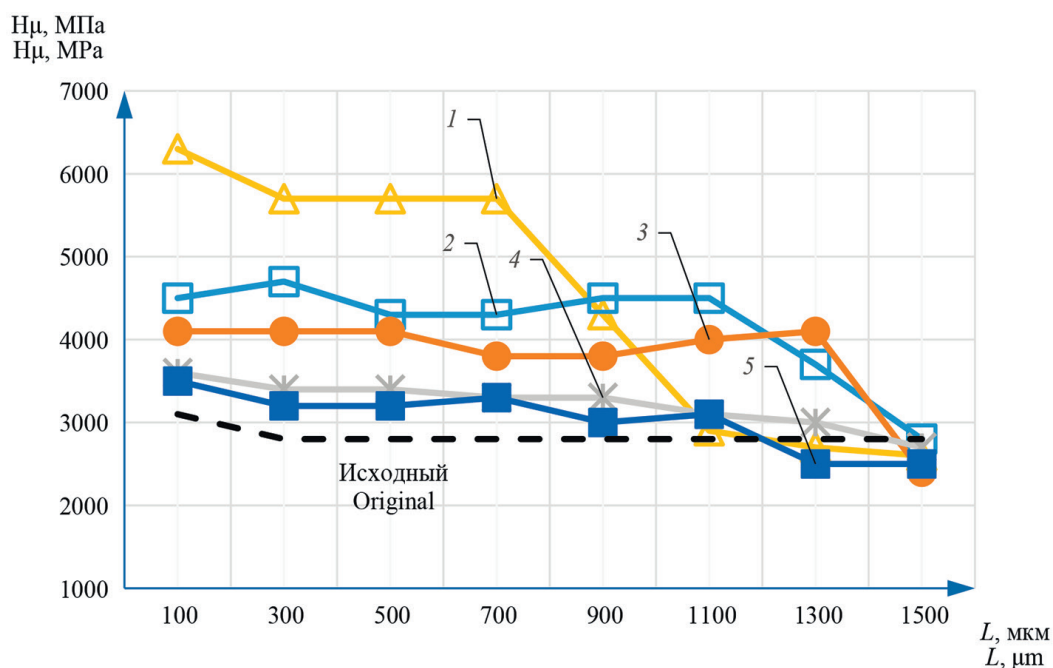


Рис. 7. Графики распределения микротвердости (H_μ , МПа) по глубине легирования (L , мкм) на стали 04X18N9 (AISI 304) в режиме максимального энерговклада (2 кВт, 1 м/мин) при использовании различных порошков: 1 – B_4C ; 2 – WC; 3 – TiB_2 ; 4 – TiC; 5 – Cr_3C_2

Fig. 7. Graphs of microhardness distribution (H_μ , MPa) by alloying depth (L , μm) on 04Cr18N9 (AISI 304) steel in the maximum energy input mode (2 kW, 1 m/min) using different powders: 1 – B_4C ; 2 – WC; 3 – TiB_2 ; 4 – TiC; 5 – Cr_3C_2

поверхности твердость снижалась до 40 HRC, что, по-видимому, связано с фиксацией остаточного аустенита вследствие растворения исходных карбидов, насыщением аустенита дополнительными элементами и снижением температуры окончания мартенситного превращения ниже комнатной.

Эксперименты показали, что для каждого легирующего материала в структуре в данном случае сохраняются основные характерные черты, присущие и для рассмотренных выше сталей. Полной гомогенизации удается достичь не всегда, в структуре могут наблюдаться различного рода завихрения, имеющие зачастую разную травимость. Причем значения микротвердости таких участков практически не отличаются друг от друга. Как показал микрорентгеноспектральный анализ, незначительно может отличаться в этих зонах различной травимости и концентрация основных химических элементов. Тем не менее для дальнейшего повышения однородности зоны легирования следует увеличивать, по-видимому, время существования ванны расплава с протекающей там термокапиллярной конвекцией. Этого можно достичь за счет еще большего снижения скорости сканирования лазерного луча.

Аналогичного результата можно добиться за счет проведения повторной после легирования лазерной обработки с расплавлением поверхности. Из анализа микроструктур следует, что при меньших глубинах легированного слоя при использовании этих легирующих материалов, то есть при определенном повышении их концентрации, коррозионная стойкость стали возрастает. Аналогичные результаты ранее наблюдались при лазерном легировании стали Hardox 600 [5]. В то же время при использовании для легирования таких соединений, как TiC и Cr_3C_2 , коррозионная стойкость зон легирования снижалась практически для всех используемых режимов лазерной обработки. Кроме того, в структуре могли наблюдаться не растворившиеся до конца включения, твердость которых достигала, например, для TiC $\sim 24\,000$ МПа, а для Cr_3C_2 $\sim 23\,000$ МПа.

Следует отметить, что при глубокой ванне расплава, как правило, в режимах максимального энерговклада после кристаллизации формируется практически плоская поверхность с невысокой степенью шероховатости, аналогично с показанной на рис. 1. Это является весьма важным фактором в плане обеспечения нужных глубин упрочненных слоев с учетом последующей механической обработки конкретных деталей машиностроения. В целом максимальные глубины легированных слоев в зависимости от рода легирующих материалов составляли 900–1500 мкм, а максимальная ширина лазерной дорожки составляла ~ 3 мм. Микротвердость зон легирования при этом для V_4C находилась в диапазоне 9500–13 500 МПа, а для W_2B_5 , WC, TiC, Cr_3C_2 , TiB_2 соответственно в диапазонах 5500–9500, 4500–8000, 4500–5500, 4300–6300, 5400–6300 МПа.

Заключение. Проведены эксперименты по изучению возможности лазерного поверхностного легирования нержавеющей сталей ферритного (03X17), аустенитного (04X18H9) и мартенситного (95X18) классов с использованием порошков ряда карбидов и боридов. Отмечено, что максимальные глубины легированных слоев (900–1800 мкм) достигались при максимальном энерговкладе излучения при мощности 2 кВт и минимальной скорости 1 м/мин. При этом наблюдалось неплохое перемешивание расплава и практически отсутствовали такие дефекты как поры и трещины. В целом картина по изменению микроструктуры и микротвердости была схожей для всех исследованных сталей.

Самые высокие микротвердости в пределах 8300–16 500 МПа (сталь 03X17), 6000–10 000 МПа (сталь 04X18H9) и 9500–13 500 МПа (сталь 95X18) в легированных слоях достигались при использовании карбида бора. Для всех остальных легирующих материалов значения микротвердости расплавленных зон были ниже. Как правило, с уменьшением глубины ванны расплава микротвердость возрастала. Проведенные эксперименты по лазерному легированию показали возможность поверхностного упрочнения сталей ферритного и аустенитного классов типа 03X17 и 04X18H9 и дополнительного упрочнения сталей мартенситного класса типа 95X18.

Отмечено, что при глубокой ванне расплава, как правило, после кристаллизации формируется практически плоская поверхность с невысокой степенью шероховатости. Это является весьма важным фактором в плане обеспечения нужных глубин упрочненных слоев с учетом последующей механической обработки конкретных деталей машиностроения. Полученные результаты могут использоваться для повышения эксплуатационных свойств, например, износо- и коррозионной стойкости конкретных изделий из этих сталей.

Список использованной литературы

1. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров; под ред. А. Г. Григорьянца. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
2. Бирюков, В. П. Повышение коррозионной стойкости и триботехнических свойств поверхности сталей при лазерном легировании / В. П. Бирюков, А. Н. Принц, А. А. Якубовский // *Ядерная физика и инжиниринг*. – 2023. – Т. 14, № 4. – С. 315–320. <https://doi.org/10.56304/S2079562922050086>
3. Krishnakumari, A. Applications of Nd:YAG laser in nano WC surface alloying with low carbon austenitic steel in predicting the microstructure and hardness / A. Krishnakumari, M. Saravanan, J. Sarvvesh // *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*. – 2021. – Vol. 8, iss. 2. – P. 201–215. <https://doi.org/10.1007/s40516-021-00145-3>
4. Synthesis of Functional Surface Layers on Stainless Steels by Laser Alloying / Z. Duriagina, V. Kulyk, T. Kovbasiuk [et al.] // *Metals*. – 2021. – Vol. 11, iss. 3. – P. 434–453. <https://doi.org/10.3390/met11030434>
5. Surface Alloying of Hardox 600 Steel Using a Fiber Laser / V. S. Golubev, I. I. Vegera, V. E. Hodyush [et al.] // *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. – 2025. – Vol. 61, iss. 3. – P. 293–300. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700206>
6. Application of Fiber Laser for Surface Alloying of 95Cr18 Steel / V. S. Golubev, I. I. Vegera, V. E. Hodyush [et al.] // *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. – 2025. – Vol. 61, iss. 6. – P. 824–831. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700905>
7. Лазерная обработка с изменением химического состава поверхностного слоя / В. С. Голубев, И. И. Вегера, О. Чернашеюс, В. В. Чаевский // *Вестник Барановичского государственного университета. Серия: Технические науки*. – 2019. – Вып. 7. – С. 34–42.
8. Бернацкий, А. В. Лазерное поверхностное легирование стальных изделий: (обзор) / А. В. Бернацкий // *Автоматическая сварка*. – 2013. – № 12. – С. 3–10.
9. Астапчик, С. А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. – Мн.: Бел. наука, 2008. – 252 с.
10. Sahoo, K. M. Effect of pulse laser parameters on TiC reinforced AISI 304 stainless steel composite coating by laser surface engineering process / K. M. Sahoo, M. Masanta // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2015. – Vol. 67. – P. 36–48. <http://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2014.10.010>
11. Effect of WC addition on microstructure and tribological properties of bimodal aluminum composite coatings fabricated by laser surface alloying / Chonggui Li, Shuai Li, Chuanming Liu [et al.] // *Materials Chemistry and Physics*. – 2019. – Vol. 234. – P. 9–15. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.05.089>
12. Majumdar, J. D. Mechanical and electro-chemical properties of laser surface alloyed AISI 304 stainless steel with WC+Ni+NiCr / J. D. Majumdar // *Physics Procedia*. – 2013. – Vol. 41. – P. 335–345. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.086>
13. Ульянов, Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы: справочник / Е. А. Ульянов. – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.
14. Ивашко, В. В. Скоростная термическая обработка нержавеющей стали 95X18 / В. В. Ивашко, И. И. Вегера, С. И. Синцов // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. материалов VI Междунар. науч.-техн. конф., г. Минск, 14–16 сент. 2011 г.: в 3 кн. / ФТИ НАН Беларуси*. – Мн., 2011. – Кн. 2. – С. 165–171.
15. Лазерное легирование сталей с использованием порошковых материалов / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, О. В. Новикова [и др.] // *Вестні Акадэміі навук БССР. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. – 1989. – № 4. – С. 7–13.
16. Исследование структуры порошковых материалов на основе алюминия, подвергнутых лазерной обработке / В. С. Голубев, Л. П. Евстратенко, А. П. Ласковнев, И. С. Чеботько // *Вестні Акадэміі навук БССР. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. – 1988. – № 1. – С. 32–36.

References

1. Grigor'yants A. G., Shiganov I. N., Misyurov A. I. *Laser Processing Technologies*. Moscow, Bauman Moscow State Technical University Publ., 2006. 664 p. (in Russian).
2. Biryukov V. P., Prince A. N., Yakubovsky A. A. Increase high-temperature corrosion resistance and tribotechnical properties of surface steels during laser alloying. *Nuclear Physics and Engineering*, 2023, vol. 14, no. 4, pp. 315–320 (in Russian). <https://doi.org/10.56304/S2079562922050086>
3. Krishnakumari A., Saravanan M., Sarvvesh J. Applications of Nd:YAG laser in nano WC surface alloying with low carbon austenitic steel in predicting the microstructure and hardness. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 2021, vol. 8, iss. 2, pp. 201–215. <https://doi.org/10.1007/s40516-021-00145-3>
4. Duriagina Z., Kulyk V., Kovbasiuk T., Vasylyv B., Kostyryzhev A. Synthesis of Functional Surface Layers on Stainless Steels by Laser Alloying. *Metals*, 2021, vol. 11, iss. 3, pp. 434–453. <https://doi.org/10.3390/met11030434>
5. Golubev V. S., Vegera I. I., Hodyush V. E., Dyachenko O. V., Protasevich K. V. Surface Alloying of Hardox 600 Steel Using a Fiber Laser. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2025, vol. 61, iss. 3, pp. 293–300. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700206>
6. Golubev V. S., Vegera I. I., Hodyush V. E., Dyachenko O. V., Protasevich K. V. Application of Fiber Laser for Surface Alloying of 95Cr18 Steel. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2025, vol. 61, iss. 6, pp. 824–831. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700905>
7. Golubev V. S., Vegera I. I., Chernasheyus O., Chaevsky V. V. Laser treatment of materials with change of chemical composition of the surface layer. *Vestnik Baranovichskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskies nauki = BarSU Herald. Series: Engineering*, 2019, iss. 7, pp. 34–42 (in Russian).
8. Bernatsky A. V. Laser surface alloying of steel items (review). *The Paton Welding Journal*, 2013, no. 12, pp. 2–8.
9. Astapchik S. A., Golubev V. S., Maklakov A. G. *Laser Technologies in Mechanical Engineering and Metalworking*. Minsk, Belorusskaya nauka, 2008. 252 p. (in Russian).

10. Sahoo K. M., Masanta M. Effect of pulse laser parameters on TiC reinforced AISI 304 stainless steel composite coating by laser surface engineering process. *Optics and Lasers in Engineering*, 2015, vol. 67, pp. 36–48. <http://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2014.10.010>
11. Chonggui Li, Shuai Li, Chuanming Liu, Youfeng Zhang, Peiran Deng, Yajun Guo, Jinqian Wang, You Wang. Effect of WC addition on microstructure and tribological properties of bimodal aluminum composite coatings fabricated by laser surface alloying. *Materials Chemistry and Physics*, 2019, vol. 234, pp. 9–15. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.05.089>
12. Majumdar J. D. Mechanical and electro-chemical properties of laser surface alloyed AISI 304 stainless steel with WC+Ni+NiCr. *Physics Procedia*, 2013, vol. 41, pp. 335–345. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.086>
13. Ul'yanin E. A. *Corrosion-Resistant Steels and Alloys: a Reference Book*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 208 p. (in Russian).
14. Ivashko V. V., Vegera I. I., Sintsov S. I. High-speed heat treatment of 95Cr18 stainless steel. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sbornik materialov VI Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, g. Minsk, 14–16 sentyabrya 2011 g. Kniga 2* [Modern Methods and Technologies for the Creation and Processing of Materials: Collection of Materials from the VI International Scientific and Technical Conference, Minsk, September 14–16, 2011. Book 2]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2011, pp. 165–171 (in Russian).
15. Astapchik S. A., Golubev V. S., Novikova O. V., Protskevich L. I., Chebot'ko I. S. Laser alloying of steels using powder materials. *Vesti Akademii nauk BSSR. Seriya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the Academy of Sciences of BSSR. Physical-technical series*, 1989, no. 4, pp. 7–13 (in Russian).
16. Golubev V. S., Evstratenko L. P., Laskovnev A. P., Chebot'ko I. S. Study of the structure of aluminum-based powder materials subjected to laser processing. *Vesti Akademii nauk BSSR. Seriya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the Academy of Sciences of BSSR. Physical-technical series*, 1988, no. 1, pp. 32–36 (in Russian).