Применение волоконного лазера для поверхностного легирования стали 95Х18

В. С. Голубев[a,*], И. И. Вегера[a], В. Е. Ходюш[a], О. В. Дьяченко[b], К. В. Протасевич[b]

[a]ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, 220141, Беларусь
[b]Белорусский национальный технический университет, г. Минск, 220013, Беларусь
[*]e-mail: gvs_fti@mail.ru

Поступила в редакцию 21.07.2025
После доработки 04.08.2025
Принята к публикации 06.08.2025

Исследовано влияние режимов и условий лазерного поверхностного легирования коррозионностойкой стали 95Х18. Изучены структура, качество и геометрические параметры поверхностных слоев, создаваемых в результате лазерного воздействия. Для легирования использовались порошки таких химических соединений, как B_4C, WC, TiB_2, W_2B_5, $TiSi_2$, $HfSi_2$, обработка в среде аргона проводилась с применением волоконного лазера с длиной волны 1,06 мкм. В ходе экспериментов подбирались оптимальные параметры, такие как размер фокусировки луча, скорость его сканирования и выходная мощность излучения. С увеличением мощности возрастал объем ванны расплава, при этом увеличивались как глубина, так и ширина зоны легирования. Так, при мощности лазерного излучения ~ 2 кВт ширина зоны легирования достигала ~ 3 мм. Глубины легированных слоев на поверхности этой стали составляли 400–700 мкм в диапазоне мощностей 1–2 кВт. Микротвердость зон легирования стали 95Х18 могла находиться на уровне 4500–12000 МПа. При этом со снижением глубины легированного слоя микротвердость может повышаться вследствие возрастания концентрации легирующих компонентов. Отмечено, что для карбида бора в зоне закалки в твердой фазе максимальная микротвердость поверхностного слоя достигала 14000 МПа.

Ключевые слова: лазерное легирование, поверхностный слой, микроструктура, микротвердость.

УДК 621.78:535.211
https://doi.org/10.52577/eom.2025.61.4.20

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы наряду с развитием и расширением диапазона технологических параметров и характеристик традиционных технологий появляются, интенсивно исследуются и активно внедряются новые виды, методы и способы обработки. При этом дальнейшее развитие традиционных и вновь создаваемых методов лазерной обработки сопровождается фундаментальными и прикладными исследованиями процессов в области физики воздействия мощного лазерного излучения на материалы. Разрабатываются и совершенствуются технологические лазеры и периферийное оборудование, в том числе адаптивные и компьютерные системы, методы и приборы диагностики и мониторинга процессов лазерной обработки не только в стенах научных лабораторий, но и в производственных условиях. Тенденции мировой экономики сегодня таковы, что происходит широкомасштабное внедрение лазерных технологий во многих областях нашей деятельности, в том числе в машиностроении, приборостроении, станкостроении, инструментальном и ремонтном производстве и т.д.

Следует отметить, что обычные традиционные методы (объемная термическая и индукционная закалки, химико-термическая обработка) не всегда позволяют получать необходимый комплекс свойств на традиционно используемых марках сталей, применяемых для изготовления современных деталей и изделий. Для получения необходимого комплекса эксплуатационных характеристик и обеспечения достаточного уровня свойств сегодня предлагаются различные методы высокоэнергетического воздействия на металл, в частности использование лазерной обработки.

В предыдущих работах, в том числе сотрудников Физико-технического института НАН Беларуси, с применением CO_2- лазера было показано, что в результате лазерного модифицирования на поверхности образцов формируется слой повышенной твердости с упрочняющими твердыми включениями [1–8]. При высоких скоростях нагрева и охлаждения, характерных при воздействии источников энергии с высокой плотностью мощности на стали со структурой

легированного мартенсита и остаточного аустенита, измельчается начальное зерно аустенита, из которого образуется высокодисперсный мартенсит. Образование в структуре быстрозакаленного высокодисперсного мартенсита в сочетании с повышенным содержанием остаточного аустенита обеспечивает более высокие твердость и прочность с достаточно высоким уровнем вязкого разрушения. Эффект упрочнения в значительной степени зависит от содержания углерода в стали, скоростей нагрева и охлаждения, теплопроводности материалов. Причем каждая сталь нуждается в индивидуальном подборе метода и режимов воздействия, при этом оптимальные результаты достигаются при строго определенной исходной и последующей термообработке. При обработке изделий высокоэнергетическими источниками нагрева с оплавлением поверхности и использованием легирования также повышается твердость наплавленного слоя и упрочненных зон, возрастает глубина упрочнения. Это, в свою очередь, гарантирует, например, возрастание износостойкости обрабатываемых деталей и может способствовать повышению других эксплуатационных свойств обработанных изделий.

В этой связи была поставлена задача продолжить эксперименты по лазерному легированию различных сталей с использованием современных волоконных лазеров и изучить возможности и особенности их применения для этих целей. Обладая совсем небольшими поперечными размерами выходящего излучения, что позволяет его фокусировать в весьма малые по размерам пятна, эти лазеры успешно применяются сегодня в первую очередь для операций резки и сварки. Ставилась также задача сравнить в равнозначных условиях эксперимента результаты по лазерному легированию тех или иных сталей при использовании различных классов легирующих компонентов.

В данной статье приводятся первые результаты по лазерному легированию поверхности нержавеющей стали мартенситного класса марки 95Х18 с использованием излучения иттербиевого волоконного лазера с максимальной выходной мощностью 2 кВт. Такая постановка задачи связана еще и с тем, что в наше время изделия, изготовленные из распространенных сталей и сплавов, работают в различных условиях эксплуатации, зачастую в весьма жестких. И в этой связи возникает необходимость на отдельных участках ответственных деталей не только усиливать те или иные характерные для такой стали свойства, но и создавать новые, а то и целый комплекс новых свойств.

Сталь 95Х18 часто называется «ножевой сталью». Из этой стали изготавливают высокого качества ножи для кухни, охоты, туризма, а также режущие профессиональные инструменты и достаточно прочные компоненты конструкций, эксплуатирующиеся при высоких силовых нагрузках. Эта сталь относится к классу обыкновенных коррозионностойких сталей. Химический состав стали 95Х18 включает в себя три основных элемента: железо, углерод, хром, которые и определяют ее свойства. Высокое содержание углерода обеспечивает данной стали значительную прочность в условиях механических нагрузок, тогда как хром повышает ее антикоррозионные свойства. Добавка небольших количеств титана (~ 0,2%) и никеля (~ 0,6%) дополнительно улучшает эксплуатационные характеристики металла в целом и изготавливаемых из него изделий. Небольшое количество вредных примесей (≤0,03% фосфора, 0,025% серы) повышает устойчивость изделий к значительным температурным изменениям и агрессивному воздействию окружающей среды.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

По своим характеристикам нержавеющая сталь 95Х18 является мартенситным сплавом с избыточным количеством хрома и карбидами и с низким содержанием других добавок. Изделия из этой стали обладают высокой устойчивостью к атмосферной коррозии и агрессивным кислотам с невысокой концентрацией. К главным эксплуатационным и техническим достоинствам данной нержавеющей стали 95Х18 можно отнести следующие факторы:

– максимальная твердость стали по шкале Роквелла (HRC) удерживается на уровне 60 единиц, что свидетельствует о достаточно высоких рабочих параметрах;

– лезвия ножей хорошего качества, рабочие кромки других режущих инструментов обладают небольшим разбросом по твердости в диапазоне 58–62 единицы;

– изделия из этой стали легко затачиваются, но слабо затупляются.

Этот вид нержавеющей стали производится в основном в виде различных размеров прутков, кругов и кованых полос. Особенно являются востребованными кованые заготовки, которые идеально подходят для изготовления режущих инструментов. Данная сталь обладает стойкостью к коррозии, но ее не рекомендуется применять в качестве жаропрочного и жаростойкого материала.

К достоинствам этой стали также можно отнести:

– достаточно высокую стойкость к коррозии;

– нетребовательность в хранении и уходе;

– невысокую стоимость ее производства.

При изготовлении, например, ножей основными достоинствами будут хорошее сохранение заточки, которая легко правится, слабая подверженность коррозии, несложность полировки.

Недостатки этой стали заключаются в следующем:

– несоблюдение технологических режимов на производстве всегда приводит к понижению качества готовых изделий;

– одной из весьма важных операций является термообработка. Так, при достаточно высоких (450–500 °С) температурных условиях сталь становится более подверженной коррозии, при этом наблюдается усиленное выделение карбидов;

– следует отметить, что к снижению твердости этой стали ведет также нарушение режима проведения ковки. При этом ее восстановление далее весьма проблематично.

Для легирования в данных исследованиях был использован ряд порошков химических соединений: карбиды – B_4C, WC, бориды –TiB_2, W_2B_5, силициды – $TiSi_2$, $HfSi_2$. Указанные порошки предварительно наносились на образцы на связующем. Толщина наносимых слоев составляла ~ 150 мкм, лазерная обработка осуществлялась с поддувом в зону обработки инертного газа – аргона. Предварительное нанесение шликерной обмазки нужных порошков для легирования поверхности позволяет экономить достаточно дорогие компоненты. Такой метод является простым, хотя не лишен недостатков. Однако с его помощью удается наносить многие легирующие компоненты, которые другими способами наносить достаточно затруднительно или вообще невозможно.

Легирующие компоненты в данных экспериментах выбирались из трех принципиальных групп химических соединений: карбидов, боридов и силицидов. Следует отметить, что применяемые в данных экспериментах химические соединения в качестве легирующих компонентов обладают набором ряда важных свойств, наличие которых может способствовать улучшению эксплуатационных параметров легированного поверхностного слоя конкретных изделий из указанной нержавеющей стали. В частности, некоторые карбиды и бориды металлов помимо высокой твердости, износостойкости, температуры плавления обладают и высокой устойчивостью к взаимодействию с другими химическими веществами. Использование силицидов в этом случае может быть перспективным для создания жаропрочных и жаростойких поверхностей. Выбранные компоненты до этого в наших предыдущих экспериментах неплохо себя зарекомендовали при лазерном легировании углеродистых и среднелегированных сталей.

Поверхностная обработка образцов осуществлялась с использованием установки МЛ35–ПО на основе иттербиевого волоконного лазера ЛС–2 с выходной мощностью до 2 кВт. Измерения микротвердости проводились на микротвердомере ПМТ-3, для микроструктурного анализа применялся оптический микроскоп NEOPHOT-2. Элементный состав, морфология поверхности изучались с использованием сканирующего электронного микроскопа Mira (фирмы Tescan, Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором INCA Energy 350 (фирмы Oxford Instruments Analytical, Великобритания). Погрешность указанного метода измерения весьма высока и составляет 3–5%.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В данной работе на образцах из стали 95Х18 в исходном состоянии проведено изучение микроструктуры, ряда физико-механических характеристик (твердость, микротвердость, геометрические размеры, дефекты структуры и т.д.) легированных слоев при лазерном облучении. Оптимизация выбора параметров обработки, как отмечалось, осуществлялась за счет регулирования выходной мощности луча, размеров его фокусировки и скорости сканирования.

Вначале следует остановиться на экспериментах, когда легирующий порошок на поверхность стали не наносился, а происходила ее обычная лазерная обработка с расплавлением. Установлено, что на образцах стали 95Х18 с исходной перлито-карбидной структурой при твердости ~ 25–30 HRC удается поднять их значения твердости в режимах обработки в твердой фазе до 53–55 единиц. На образцах, термообработанных до значений 40–45 HRC, увеличение твердости не превышало 10–12 единиц. Подплавление приводит к снижению роста твердости, и при развитом плавлении она не превышала 40 HRC. Такое поведение материала связывается с трансформацией структуры и повышением в ней остаточного аустенита. Это происходит вследствие значительного растворения исходной карбидной фазы в жидком металле, что приводит к насыщению аустенита легирующими элементами и снижению нижней мартенситной точки до температур ниже комнатных. При этом

решающее влияние на стабилизацию аустенита может оказывать не только углерод, но и легирующие элементы, в частности, хром. В то же время сложности с выбором режимов обработки, при которых не происходит подплавление поверхностного слоя, объясняются присутствием в пятне фокусировки острого пика в распределении интенсивности излучения, что является характерным для генерации лазерных излучателей волоконного типа.

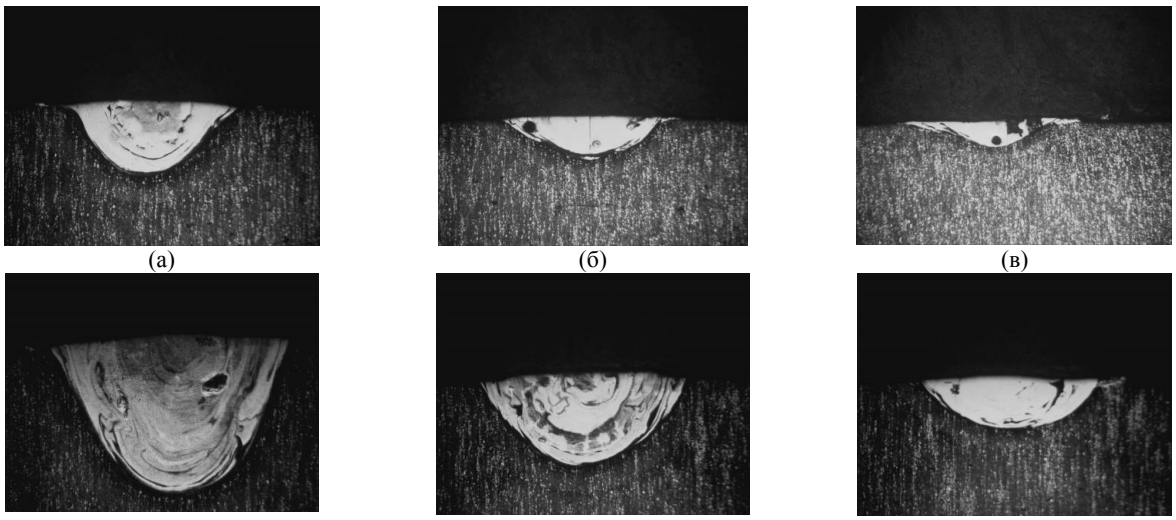
Далее были проведены эксперименты по изучению возможностей создания композиционных структур в поверхностных слоях указанной нержавеющей стали 95Х18 при лазерном воздействии и использовании различных порошков. Отметим, что лазерное оплавление поверхностного слоя дает возможность осуществления таких процессов, как лазерная наплавка, легирование и модифицирование. При этом модифицирование, по существу, является промежуточным процессом между легированием и наплавкой. Причем присадочные материалы могут наноситься на поверхность их инжекцией в расплав, создаваемый лазерным лучом, газотермическим напылением покрытия, шликерной обмазкой и другими способами. Указанные методы позволяют насыщать поверхностные слои деталей простыми и сложными компонентами и в конечном итоге формировать широкую гамму поверхностных структур.

Эксперименты по лазерной обработке в данной работе выполнялись по стандартной схеме [1] легирования поверхности металлических образцов. Образцы с предварительно нанесенным легирующим слоем располагались в зоне фокусировки лазерного излучения. Под действием падающего излучения волоконного лазера с длиной волны 1,06 мкм происходят нагрев порошка, его частичное плавление, плавление подложки, перемешивания ванны расплава с порошком вследствие возникновения термокапиллярной конвекции и последующая кристаллизация образовавшейся зоны легирования стали. Предыдущий опыт подсказывает, что с использованием метода лазерного легирования на указанной стали с использованием выбранных легирующих материалов, появляется возможность повысить такие эксплуатационные свойства, как поверхностная твердость, контактная прочность, износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость, жаропрочность и др.

При этом нанесенный слой легирующего материала на первоначальном этапе, обладая низкой теплопроводностью, не способствует распространению тепла на границе с основой, что некоторым образом снижает эффективность лазерного воздействия. Как хорошо известно [3], легирующие элементы вследствие конвекции в ванне расплава и возрастания коэффициента диффузии с повышением температуры растворяются и диффундируют в жидком состоянии намного интенсивнее, в отличие от аналогичных процессов в твердом состоянии. Этим и обеспечивается значительное сокращение времени концентрационного насыщения, что в итоге приводит к повышению производительности и эффективности процесса. В результате скоростной кристаллизации могут формироваться пересыщенные твердые растворы, приводящие к созданию необходимого комплекса физико-механических и иных свойств. В этом и состоит особенность такого метода лазерного поверхностного легирования. Таким образом, использование описанного метода лазерного легирования на основе оптимально подобранных составов легирующих порошковых компонентов открывает, несомненно, широкие перспективы для повышения ресурса работы ответственных деталей и инструмента за счет создания на их рабочих поверхностях слоев с регламентированными структурами и повышенным уровнем эксплуатационных свойств.

Как известно [3, 6], в процессе лазерного легирования происходит конвективный массоперенос в зоне расплавления основного металла, некоторое перемешивание и последующее диффузионное перераспределение легирующих элементов. В отличие от обычной химико-термической обработки при лазерном легировании появляется возможность добиваться весьма высоких концентраций легирующих компонентов.

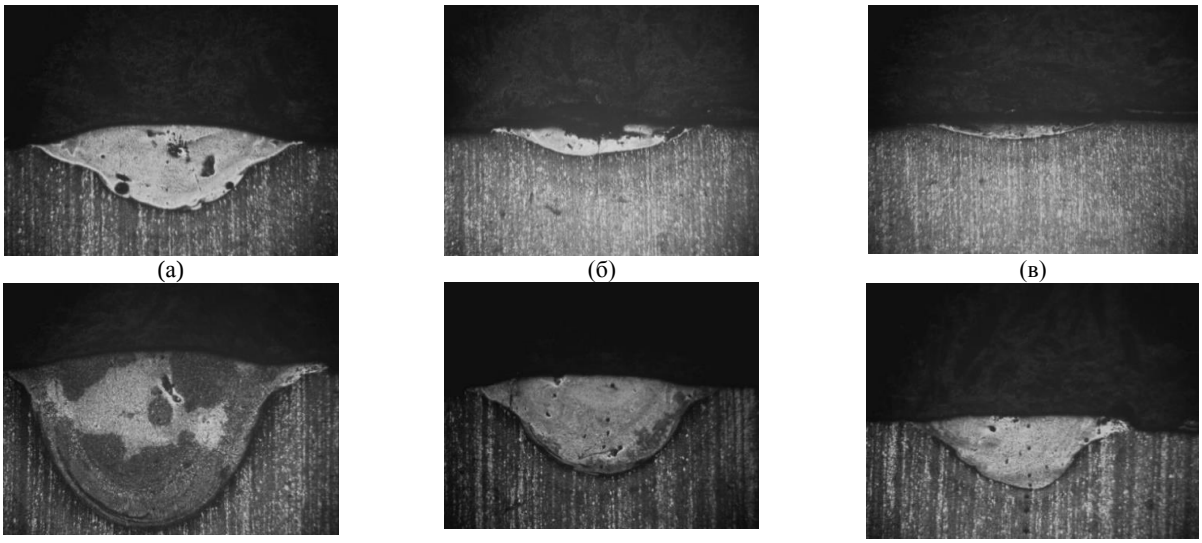
Ранее [8] нами было показано, что при острой фокусировке излучения волоконного лазера глубина легированного слоя может достигать ~ 1–4 мм, при этом время лазерного воздействия при такой обработке составляет не более 0,4 с. Это открывает перспективу локального создания на рабочих поверхностях ответственных деталей достаточно глубоких легированных слоев и, таким образом, обеспечения на их поверхностях необходимых эксплуатационных свойств: твердости, контактной прочности, износо- и коррозионной стойкости, жаростойкости и жаропрочности и др. При этом, как отмечалось выше, в зоне расплава будет формироваться мелкозернистая гетерофазная структура, в зависимости от режимов с включениями исходных легирующих или дополнительно выделенных фаз. На рис. 1–4 показаны получаемые в данных экспериментах такие характерные микроструктуры, образующиеся в поверхностных легированных слоях на стали 95Х18.



(а) (б) (в)

(г) (д) (е)

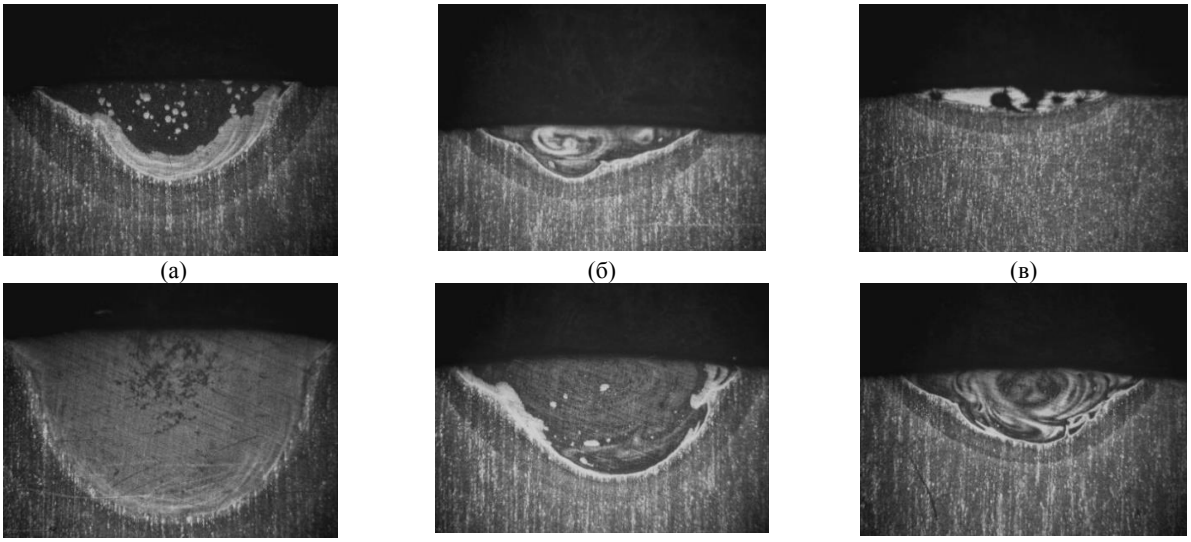
Рис. 1. Микроструктура легированного слоя стали 95Х18 с использованием порошка WC, ×50: (а) – *P* = 1 кВт; *v* = 1 м/мин; (б) – *P* = 1 кВт; *v* = 2,5 м/мин; (в) – *P* = 1 кВт; *v* = 5 м/мин; (г) – *P* = 2 кВт; *v* = 1 м/мин; (д) – *P* = 2 кВт; *v* = 2,5 м/мин; (е) – *P* = 2 кВт; *v* = 5 м/мин.



(а) (б) (в)

(г) (д) (е)

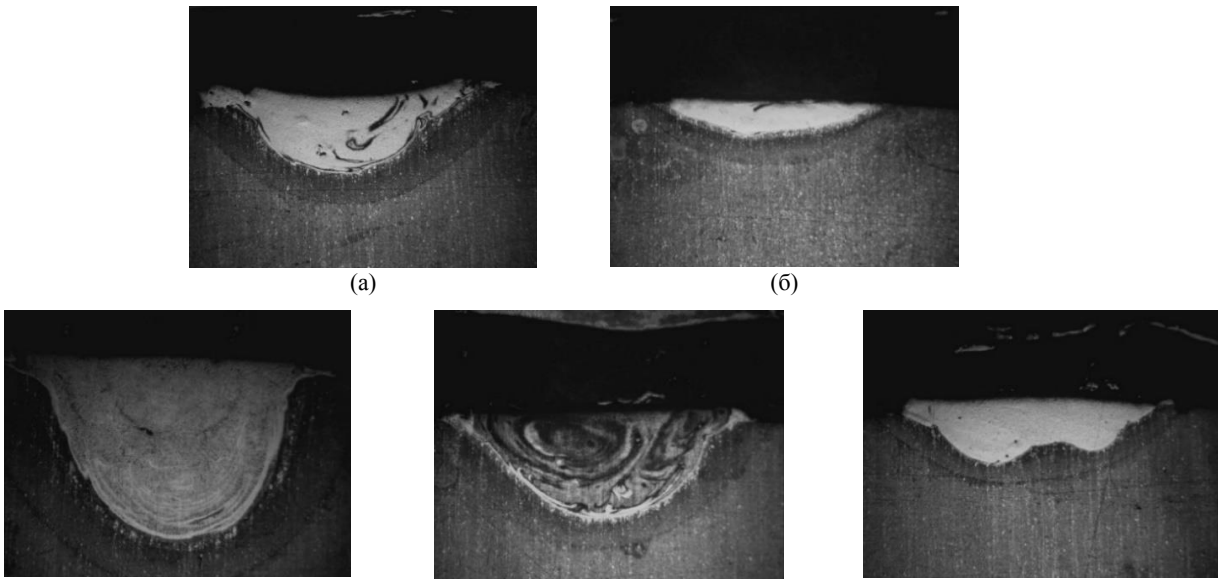
Рис. 2. Микроструктура легированного слоя стали 95Х18 с использованием порошка W_2B_5, ×50: (а) – *P* = 1 кВт; *v* = 1 м/мин; (б) – *P* = 1 кВт; *v* = 2,5 м/мин; (в) – *P* = 1 кВт; *v* = 5 м/мин; (г) – *P* = 2 кВт; *v* = 1 м/мин; (д) – *P* = 2 кВт; *v* = 2,5 м/мин; (е) – *P* = 2 кВт; *v* = 5 м/мин.



(а) (б) (в)

(г) (д) (е)

Рис. 3. Микроструктура легированного слоя стали 95Х18 с использованием порошка $TiSi_2$, ×50: (а) – *P* = 1 кВт; *v* = 1 м/мин; (б) – *P* = 1 кВт; *v* = 2,5 м/мин; (в) – *P* = 1 кВт; *v* = 5 м/мин; (г) – *P* = 2 кВт; *v* = 1 м/мин; (д) – *P* = 2 кВт; *v* = 2,5 м/мин; (е) – *P* = 2 кВт; *v* = 5 м/мин.



(а) (б) (в) (г) (д)

Рис. 4. Микроструктура легированного слоя стали 95Х18 с использованием порошка $HfSi_2$, ×50. (а) – P = 1 кВт; v = 1 м/мин; (б) – P = 1 кВт; v = 2,5 м/мин; (в) – P = 2 кВт; v = 1 м/мин; (г) – P = 2 кВт; v = 2,5 м/мин; (д) – P = 2 кВт; v = 5 м/мин.

Лазерное упрочнение поверхности в режимах с оплавлением отличается от стандартной лазерной закалки в твердом состоянии большими глубинами упрочненных слоев. Обычно зона закалки формируется в виде ряда слоев. Наружный – это зона просто расплава или легирования, структура которой приобретает дендритный, дендритно-ячеистый или ячеистый вид. Такое строение является характерным для закалки металлических материалов из жидкого состояния. За зоной расплава далее располагается зона термического влияния (ЗТВ), состоящая из зоны закалки или перезакалки и, возможно, из зоны отпуска. В ЗТВ все превращения происходят в твердом состоянии, после чего следует материал основы.

Из представленных рис. 1–4 видно, что полной однородности расплава, в первую очередь при высоких скоростях обработки, достичь удается не всегда. При этом в структурах зачастую фиксируются разной степени завихрения. Различная травимость структур связана с различным фазовым и структурным составом вследствие концентрационной неоднородности внедренных элементов при легировании.

Это говорит о том, что при данных режимах лазерной обработки в зоне расплава полная гомогенизация не успевает завершиться вследствие как недостатка времени, так и скорости ее осуществления. При более мощных режимах (2 кВт) и малых скоростях сканирования лазерного луча (1 м/сек) структура в зоне легирования приобретает более однородный характер (рис. 1г, 3г, 4в). Об этом свидетельствует и распределение элементов в зоне легирования, представленных, например, для порошка $TiSi_2$ (рис. 5). Так, если в зоне легирования диапазон колебания концентрации внесенных элементов Ti и Si в ту или другую сторону составляет несколько процентов, то вне зоны в исходном материале диапазон изменения Fe и Cr уже составляет десятки процентов. Следует также отметить различную травимость отдельных участков в зонах лазерного легирования в зависимости от рода легирующего компонента и режима обработки и в целом всей зоны. Так как шлифы травились в равных условиях, можно говорить о степени коррозионной стойкости тех или других легированных участков. Это наблюдалось при использовании, например, порошков WC (рис. 1) и $HfSi_2$ (рис. 4а,б,д) и, так же как в экспериментах по легированию стали Hardox 600 [8], особенно при использовании Ni.

Отметим также, что при отсутствии легирования, но при обработке поверхности стали 95Х18 с расплавлением поверхности наблюдалась практически полностью однородная структура. Режимы же легирования поверхности, когда фиксируются неоднородные гетерофазные структуры, могут быть перспективными в условиях работы поверхностей деталей с износом, например, абразивным.

Особенность обработки состояла в том, что для ряда порошков в основных режимах лазерного воздействия шероховатость поверхности была достаточно небольшой (рис. 1, 3). Это позволяло сохранять регламентированную толщину упрочненного слоя при последующей механической обработке. С ростом мощности лазерного воздействия увеличивался в целом объем расплавленной ванны, то есть увеличивались и ширина, и глубина зоны легирования.

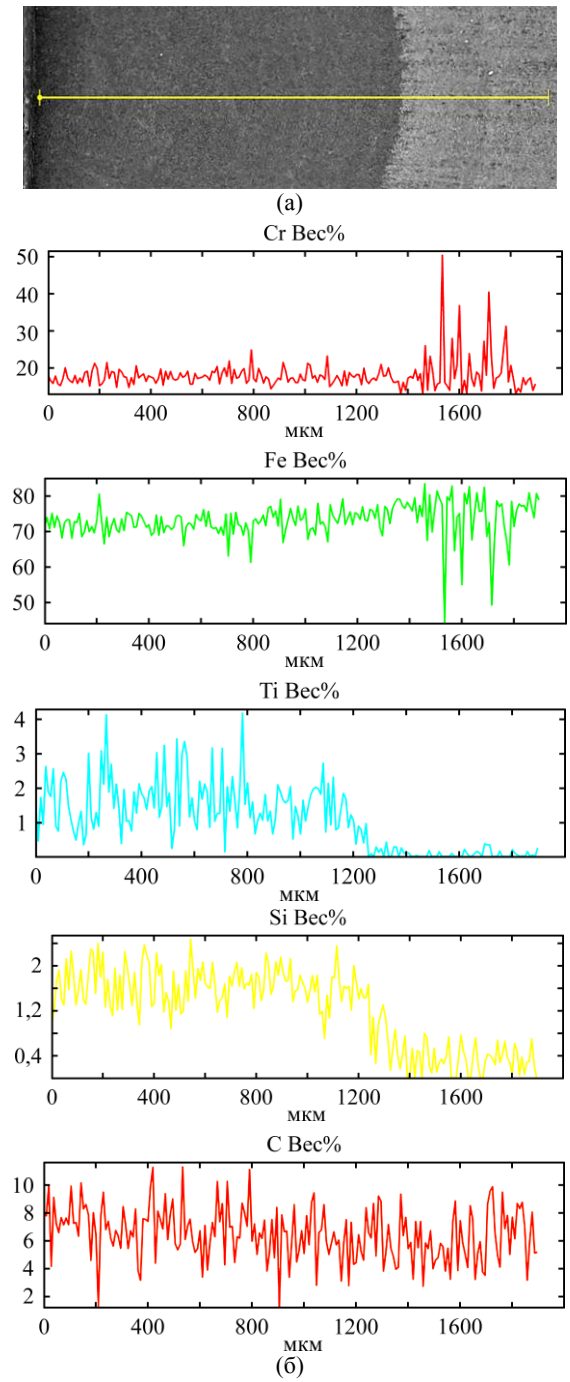


Рис. 5. Зона легирования стали 95Х18 при использовании $TiSi_2$ (а) и распределение различных элементов по глубине (б) (рис. 3г).

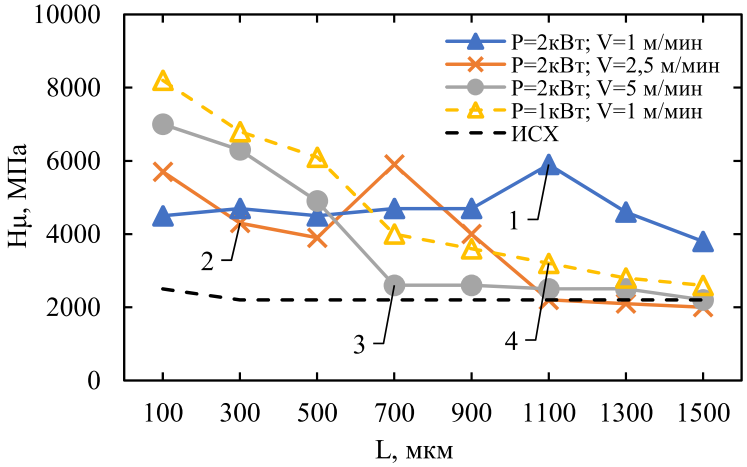


Рис. 6. Графики зависимости микротвердости по глубине легирования на стали 95Х18 при использовании порошка WC.

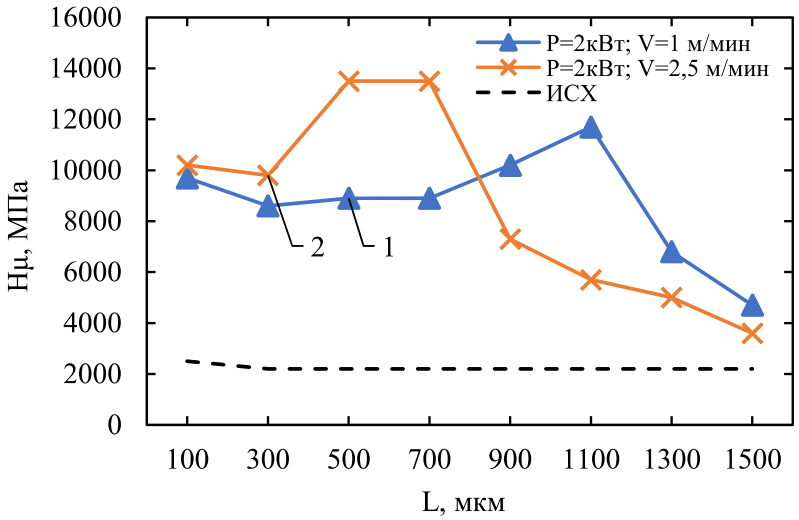


Рис. 7. Графики зависимости микротвердости по глубине легирования на стали 95Х18 при использовании порошка B_4C.

Так, при мощности лазерного излучения ~ 2 кВт ширина зоны легирования достигала ~ 3 мм. Глубины легированных слоев на поверхности этой стали составляли 400–700 мкм в диапазоне мощностей 1–2 кВт.

При проведении непосредственно уже самого процесса лазерного поверхностного легирования появляется возможность управлять теми или другими свойствами рабочих поверхностей.

На рис. 6 и 7 представлены графики зависимостей микротвердости по глубине слоев для различных режимов лазерной обработки и легирующих материалов. Штрихпунктирной линией на рисунках отмечена исходная микротвердость подложки. Из рис. 1–4, 6 и 7 видно, что не только глубина, однородность структуры, ее травимость, но и микротвердость зависит от режимов лазерной обработки. Так, например, при 2 кВт (рис. 7, кривая *2*) максимальное повышение микротвердости поверхностного слоя при легировании порошком B_4C до 14000 МПа фиксируется при скорости 2,5 м/мин. Причем с ростом глубины легирования (рис. 7, кривая *1*) микротвердость снижается, что, по-видимому, можно связать со снижением концентрации вводимой легирующей добавки. Микротвердость слоя уже находится в диапазоне 8500–12000 МПа. Микротвердость при использовании WC, TiB_2, W_2B_5, $TiSi_2$ и $HfSi_2$ в зоне легирования варьировалась соответственно в диапазонах 4500–8000 МПа, 7500–10500, 8000–11000, 6000–7000 и 7000–9000 МПа.

ВЫВОДЫ

Исследовано влияние режимов и условий лазерного поверхностного легирования коррозионно-стойкой стали 95Х18. Изучены структура, качество и геометрические параметры поверхностных слоев, создаваемых в результате лазерного воздействия. Для легирования использовались порошки таких химических соединений, как B_4C, WC, TiB_2, W_2B_5, $TiSi_2$, $HfSi_2$, обработка в среде аргона проводилась излучением волоконного иттербиевого лазера с длиной волны 1,06 мкм. Оптимизация выбора параметров обработки, как отмечалось, осуществлялась за счет регулирования выходной мощности луча, размеров его фокусировки и скорости сканирования. Особенность обработки состояла в том, что для ряда порошков в основных режимах лазерного воздействия шероховатость поверхности была достаточно небольшой. Это позволяло сохранять регламентированную толщину упрочненного слоя при последующей механической обработке. С ростом мощности лазерного воздействия увеличивался в целом объем расплавленной ванны, то есть возрастала как ширина, так и глубина зоны легирования. Так, при мощности лазерного излучения ~ 2 кВт ширина зоны легирования достигала ~ 3 мм. Глубины легированных слоев на поверхности этой стали составляли 400–700 мкм в диапазоне мощностей 1–2 кВт. Микротвердость зон легирования стали 95Х18 могла находиться на уровне 4500–12000 МПа. При этом со снижением глубины легированного слоя микротвердость может повышаться вследствие возрастания концентрации легирующих компонентов. Отмечено, что для карбида бора в зоне закалки в твердой фазе максимальное повышение микротвердости поверхностного слоя достигало 14000 МПа.

Таким образом, поверхностное лазерное легирование стали 95Х18 открывает возможности дополнительного повышения ряда или целого комплекса ее свойств: таких как твердость, коррозионная стойкость и др. Применяемые в данных экспериментах химические соединения в

качестве легирующих компонентов обладают набором ряда важных свойств. В частности, карбиды металлов помимо высокой твердости, износостойкости, температуры плавления обладают и высокой устойчивостью к взаимодействию с другими химическими веществами. Это же характерно и для боридов, обладающих также высокими твердостью, химической стойкостью, тугоплавкостью и др. Для них характерно такое свойство, как металлоподобность, то есть они могут обладать высокой электро- и теплопроводностью, магнитными свойствами. Благодаря своей высокой твердости и инертности бориды наравне с карбидами при использовании метода лазерного легирования весьма успешно могут применяться при создании на поверхностях стандартных сталей, в том числе и данной стали 95Х18, достаточно глубоких слоев со свойствами необходимых инструментальных сталей, твердых сплавов и т.д. Они могут находить применение при производстве современных высокоэффективных режущих и абразивных инструментов для различных областей народного хозяйства. Метод лазерного легирования может быть также эффективным при использовании силицидов для создания жаропрочных и жаростойких поверхностей изделий в энергетической, электротехнической, приборостроительной, авиационно-космической и другой технике.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них отсутствуют конфликт интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Астапчик, С.А., Голубев, В.С., Новикова, О.В., Процкевич, Л.И., и др., Лазерное легирование сталей с использованием порошковых материалов, *Весці АН БССР, сер. фізіка-тэхнічных навук*, 1989, № 4, с. 7.
2. Астапчик, С.А., Голубев, В.С., Маклаков, А.Г., *Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке*, Минск: Белорусская наука, 2008. 252 с.
3. Григорьянц, А.Г., Шиганов, И.Н., Мисюров, А.И., *Технологические процессы лазерной обработки*. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
4. Вегера, И.И., Голубев, В.С., Опыт применения современных методов поверхностного упрочнения на основе лазерной и ТВЧ обработки, *Сб. трудов межд. н.-т. конф. «Современные методы и технологии создания и обработки материалов»*. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2021, кн. 2, с. 44.
5. Девойно, О.Г., *Технология формирования износостойких поверхностей лазерным легированием*. Минск: Технопринт, 2001. 180 с.
6. Бернацкий, А.В., Лазерное поверхностное легирование стальных изделий (Обзор), *Автоматическая сварка*, 2013, № 12, с. 3.
7. Голубев, В.С., Вегера, И.И., Чернашеюс, О., Особенности структуры и качества поверхностных слоев материалов при их лазерной обработке с изменением химического состава. *Сб. трудов XXVI межд. н.-т. конференции «Машиностроение и техносфера XXI века»*. Севастополь, 2019, с. 84.
8. Golubev, V.S., Vegera, I.I., Hodyush, V.E., Dyachenko, O.V., et al., Surface alloying of hardox 600 steel using a fiber laser, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, vol. 61, no. 3, 2025, p. 293.

Summary

The influence of the modes and conditions of laser surface alloying of the corrosion-resistant 95X18 steel was investigated. The structure, quality, and geometric parameters of the surface layers created as a result of laser exposure were studied. Powders of chemical compounds such as B_4C, WC, TiB_2, W_2B_5, $TiSi_2$, and $HfSi_2$ were used for alloying; processing in an argon medium was carried out using a fiber laser with a wavelength of 1.06 microns. During the experiments, optimal parameters such as the beam focusing size, scanning speed, and radiation output power were selected. With increasing power, the volume of the melt bath increased, as well as both the depth and width of the alloying zone. Thus, with a laser power of 2 kW, the width of the doping zone reached ~ 3 mm. The depth of the alloyed layers on the surface of that steel was 400–700 microns, in the power range of 1–2 kW. The microhardness of the alloy zones of 95X18 steel could be at the level of 4,500–12,000 MPa. At the same time, with a decrease in the depth of the alloyed layer, the microhardness may increase due to an increase in the concentration of alloying components. It is noted that for boron carbide in the solid phase quenching zone, the maximum increase in the microhardness of the surface layer reached 14,000 MPa.

Keywords: laser alloying, surface layer, microstructure, microhardness