

УДК 621.78:535.211

**В. С. Голубев**<sup>1</sup>, кандидат технических наук,  
**И. И. Вегера**<sup>2</sup>, кандидат технических наук,  
**В. Е. Ходюц**<sup>3</sup>, **О. В. Дьяченко**<sup>4</sup>, кандидат технических наук,  
**К. В. Протасевич**<sup>5</sup>

<sup>1, 2, 3</sup> Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», ул. Академика Купревича, 10, 220141 Минск, Республика Беларусь

+375 (17) 369 31 24, gvs\_fti@mail.ru

<sup>4, 5</sup> Учреждение образования «Белорусский национальный технический университет», пр-т Независимости, 65, 220013 Минск, Республика Беларусь

## ПРИМЕНЕНИЕ ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ

Изучены особенности легирования поверхности стали Hardox 600 с использованием порошков WC, B<sub>4</sub>C и Ni(Cr) на основе воздействия излучением волоконного иттербиевого лазера. Проведено исследование качества и структуры поверхностных слоев, их геометрических размеров. Режимы лазерного воздействия на стали подбирались в зависимости от плотности мощности излучения установки, диаметра лазерного пятна и линейных скоростей перемещения луча. Показано, что процесс лазерного легирования критичен к режимам обработки. При мощности лазерного излучения ~ 2 кВт качественные легированные слои могут более устойчиво наблюдаться во всем энергетическом диапазоне воздействия лазерным лучом. С ростом глубины легированных слоев при использовании B<sub>4</sub>C микротвердость снижается, что обуславливается снижением концентрации вводимых легирующих элементов. Микротвердость таких слоев может изменяться в диапазоне 7 300...16 000 МПа.

**Ключевые слова:** лазерное легирование; поверхностный слой; микроструктура; микротвердость.

Рис. 5. Библиогр.: 9 назв.

**V. S. Golubev**<sup>1</sup>, PhD in Technical Sciences,  
**I. I. Vegera**<sup>2</sup>, PhD in Technical Sciences,  
**V. E. Hodjush**<sup>3</sup>, **O. V. Dyachenko**<sup>4</sup>, PhD in Technical Sciences,  
**K. V. Protasevich**<sup>5</sup>

<sup>1, 2, 3</sup> State Scientific Institution “Physical and Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus”, 10 Akademika Kuprevicha Str., 220141 Minsk, the Republic of Belarus,

+375 (17) 369 31 24, gvs\_fti@mail.ru

<sup>4, 5</sup> Institution of Education “Belarusian National Technical University”, 65 Nezavisimosti Ave., 220013 Minsk, the Republic of Belarus

## FIBER LASER APPLICATION FOR STEEL SURFACE ALLOYING

The features of alloying the surface of Hardox 600 steel using WC, B<sub>4</sub>C and Ni(Cr) powders based on exposure to ytterbium fiber laser radiation have been studied. A study of the quality and surface layers structure, their geometric dimensions has been carried out. The modes of laser exposure on steel have been selected depending on the radiation power density installation, the laser spot diameter and the linear speeds of beam movement. It is shown that the laser alloying process is critical to the processing modes. With a laser radiation power of ~ 2 kW, high-quality doped layers can be observed more stably throughout the entire energy range of laser beam exposure. With increasing depth of the alloyed layers when using B<sub>4</sub>C, the microhardness decreases, which is caused by the decrease in the of introduced alloying elements concentration. The microhardness of such layers can vary in the range of 7,300...16,000 MPa.

**Key words:** laser alloying; surface layer; microstructure; microhardness.

Fig. 5. Ref.: 9 titles.

**Введение.** Традиционные металлургические методы термообработки и получения многих сталей и сплавов в настоящее время практически исчерпали свои возможности и перспективы в плане повышения эксплуатационных свойств. Делать ставку на получение новых материалов с применением известных технологий, которые могли бы существенно изменить положение дел в этом направлении, не приходится. В связи с этим в последние десятилетия для решения этих вопросов уклон делается на развитие и применение новых, в частности, высокоэнергетических технологий инженерии поверхности и получения материалов, создания покрытий и др. [1—8].

Многими исследователями отмечается перспективность развития и применения в различных сферах промышленного производства результатов лазерного поверхностного легирования. Однако сегодня, несмотря на несомненную научную и практическую важность, технологии лазерного поверхностного легирования не получили еще должного развития и внедрения. Главной причиной этого является недостаточная теоретическая и экспериментальная изученность основных закономерностей изменения как отдельных, так и комплекса свойств обрабатываемых сталей и сплавов в зависимости от получаемого структурно-фазового состояния при осуществлении процессов легирования различными элементами в условиях весьма высоких скоростей нагрева и охлаждения, что существенно тормозит разработку рекомендаций прикладного характера, а также конкретных промышленных технологий. Исследования, осуществляемые в области лазерного легирования поверхностей металлических изделий, зачастую направлены на решение частной задачи повышения эксплуатационных свойств конкретно взятого металла или отдельно изготовленных из него деталей. В связи с этим из-за существенных различий в условиях и схемах проведения исследований полученные многими авторами результаты не поддаются полной систематизации. Это связано во многом с отсутствием полного понимания принципов управления структурой при формировании поверхностных слоев, благодаря чему обеспечивается нужный уровень характеристик конструкционной прочности, что составляет основу разработки таких технологий [7].

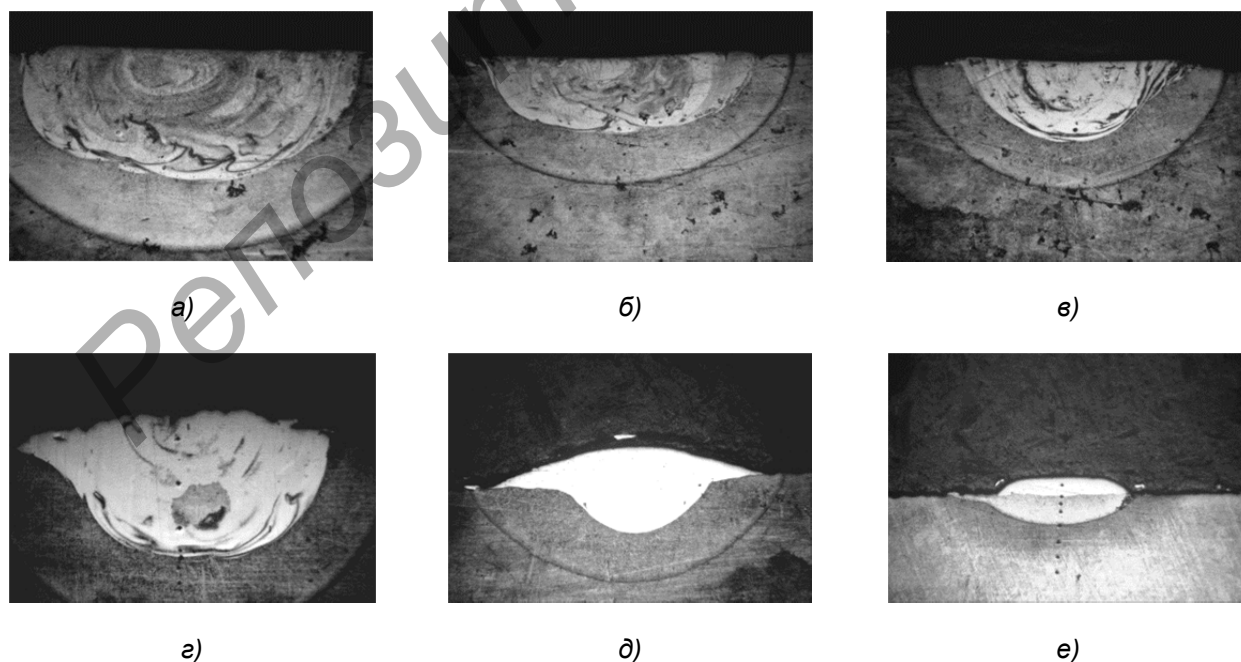
С учетом этого нами начато выполнение работ по изучению особенностей лазерного легирования поверхностей ряда сталей различными легирующими компонентами в равнозначных условиях эксперимента с использованием излучения волоконного лазера мощностью 2 кВт. В этой статье приводятся некоторые результаты по лазерному легированию современной износостойкой стали Hardox 600. Эта задача обусловлена тем, что вследствие различных условий эксплуатации зачастую на отдельных участках поверхностей деталей, изготовленных из этой весьма качественной стали, необходимо дополнительно повысить какие-то свойства, придать другие или создать комплекс новых.

Стали семейства Hardox — легированные горячекатаные стали конструкционного класса с твердостью от 350 до 650 HB. Изготавливаются такие мелкозернистые стали шведской компанией SSAB Oxelösund AB. В процессе производства сталь проходит специфические закалку и отпуск. Производители этих сталей при разработке сделали упор именно на устойчивости материала ко многим видам износа. Срок эксплуатации изделий и конструкций из стали марки Hardox благодаря этому в несколько раз выше, чем у такого же металлопроката других марок [9].

**Материалы и методы исследования.** Образцы для исследования вырезались из листа стали марки Hardox 600 ( $C \leq 0,47$ ;  $Si \leq 0,70$ ;  $Mn \leq 1,40$ ;  $Cr \leq 1,20$ ;  $Ni \leq 2,50$ ;  $Mo \leq 0,70$ ;  $B \leq 0,005$ ;  $P \leq 0,015$ ;  $S \leq 0,010$ ) толщиной 10 мм. Исходная твердость стали была на уровне  $\sim 600$  HB. Эта сталь способна обеспечить оптимальную твердость при высокой вязкости и по параметрам легко заменяет стальное литье и ковкий чугун. Несмотря на высокую твердость и достаточно высокую ударную вязкость, такая сталь легко обрабатывается, режется и сваривается.

В качестве легирующих материалов в настоящих экспериментах использовались порошки карбидов  $W_4C$ ,  $WC$  и  $Ni$  ( $\sim 17\% Cr$ ). Перед лазерной обработкой на поверхности предварительно формировался слой нанесением на нее обмазки из вышеуказанных порошков. Это позволяет обеспечить экономию в расходе легирующих компонентов и дает возможность создания в зоне упрочнения нужной концентрации легирующих элементов. Отметим, что таким способом удастся наносить самые различные легирующие материалы, что не всегда возможно осуществить другими способами. Толщина слоя при этом составляла  $\sim 100\text{...}150$  мкм. Обработка образцов проводилась на основе модуля поверхностной термообработки МЛ35-ПО, в котором используется иттербиевый волоконный лазер ЛС-2 с максимальной выходной мощностью 2 кВт. В качестве защитного газа в экспериментах использовался аргон. Анализ микроструктуры проводился на травленых шлифах в сечениях перпендикулярно поверхности с использованием оптического микроскопа Neophot-2, измерения микротвердости — на микротвердомере ПМТ-3, элементный анализ — на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira 3LMH. Режимы обработки подбирались в зависимости от мощности лазерного излучения установки, линейных скоростей перемещения лазерного луча и диаметра пятна его фокусировки.

**Результаты исследования и их обсуждение.** Лазерное поверхностное легирование в данном случае заключается в получении легированных слоев с предварительным размещением присадочных компонентов непосредственно в зоне воздействия лазерного луча. Образец со слоем легирующей обмазки при воздействии сканирующего лазерного луча оплавляется, легирующие элементы попадают в ванну расплава, который затем быстро кристаллизуется. При скоростной кристаллизации расплавленного металла в зоне легирования создается мелкозернистая структура со специфическими эксплуатационными характеристиками. На рисунке 1 показаны характерные микроструктуры легированных слоев, получаемых в данных экспериментах.



а, г —  $P = 2$  кВт,  $v = 1$  м / мин; б —  $P = 2$  кВт,  $v = 2,5$  м / мин; в —  $P = 1$  кВт,  $v = 1$  м / мин;  
 д —  $P = 1$  кВт,  $v = 1$  м / мин; е —  $P = 1$  кВт,  $v = 5$  м / мин

**Рисунок 1. — Микроструктуры поверхностных слоев при использовании для легирования порошков  $WC$  (а, б, в) и  $Ni$  ( $\sim 17\% Cr$ ) (г, д, е)**

Лазерное поверхностное упрочнение в режимах с оплавлением поверхности отличается от обычной лазерной закалки в твердой фазе как большими размерами зон лазерного воздействия, так и более выраженной структурной неоднородностью поверхностных слоев, которая состоит обычно из нескольких слоев. Наружный слой, как правило, имеет дендритное, ячеистое или дендритно-ячеистое строение, которые характерны для закалки металлов из жидкого состояния. Ниже располагаются зона термического влияния и переходный слой, где все превращения происходят в твердой фазе, а далее следует материал основы. В зоне термического влияния в большинстве случаев может происходить подзакалка стали, а в переходной зоне — наблюдаться ее частичный отпуск.

Из рисунка 1 можно видеть, что полной гомогенизации ванны расплава за один проход получить не всегда удастся, особенно при использовании химических соединений с высокой температурой плавления. Могут наблюдаться своеобразные «языки» и вихри, которые имеют различную степень травимости и, как можно предположить, различный структурно-фазовый состав, а также концентрацию легирующих элементов. Это свидетельствует о том, что при данном времени существования ванны расплава, скорости его конвекции недостаточно для получения однородной структуры расплавленной зоны. В то же время однородная структура характерна непосредственно для оплавленного поверхностного слоя этой стали во всех режимах лазерного воздействия без нанесения легирующего материала на поверхность. Такие режимы лазерного легирования с созданием своеобразной гетерофазной структуры могут тем не менее быть весьма перспективны при условиях работы деталей с абразивным износом. Максимальная глубина получаемых легированных слоев при уровне мощности 1 кВт составляет ~ 350 мкм, при уровне мощности 2 кВт — ~ 600 мкм, зона нижележащих мартенситно-аустенитных превращений в твердой фазе в этих случаях, соответственно, может достигать ~ 200...250 и ~ 300...350 мкм. В целом при возрастании плотности потока лазерного излучения увеличивался объем расплавленного металла, т. е. увеличивалась не только глубина, но и ширина расплавленной дорожки, которая достигала, например, при диаметре пятна фокусировки лазерного луча ~ 1,5 мм и мощности излучения ~ 2 кВт максимальных значений ~ 2,5...3,0 мм. Было обращено внимание также на наличие достаточно ровной поверхности закристаллизовавшегося металла при использовании для легирования WC и V<sub>4</sub>C, т. е. наблюдалась небольшая конечная шероховатость поверхности, что может потребовать при необходимости совсем небольшую механическую шлифовку, таким образом будет обеспечиваться при эксплуатации достаточная глубина легированного слоя.

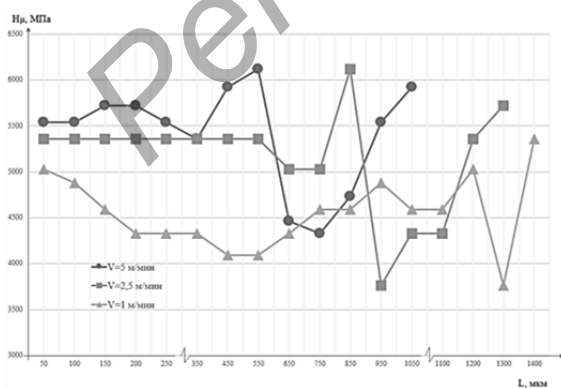
Отметим, что при реализации процесса лазерного легирования обычно над поверхностью в зоне обработки наблюдался светящийся факел, который связывается с испарением легирующего компонента и созданием паров отдачи. Однако изогнутости поверхности в данных случаях не наблюдается. Это свидетельствует о том, что пары отдачи формируются только в начальный момент нагрева поверхностного слоя, когда расплавления материала основы образцов еще не происходит. В противоположном случае наблюдался бы прогиб свободной границы расплавленного металла и фиксация таких изгибов при конечной кристаллизации. Такой перегрев поверхности частиц порошка нанесенного материала будет более характерен для излучения с более короткими длинами волн именно в начальной стадии процесса легирования. Напомним, что для волоконного лазера длина волны излучения на порядок меньше длины волны, например, CO<sub>2</sub>-лазера. В этой связи будет снижаться характерная глубина зоны поглощения лазерного излучения как легирующим материалом, так в целом металлической поверхностью, будет возрастать коэффициент такого поглощения. В свою очередь, это будет приводить к ускорению перегрева поверхности порошков легирующего материала, последующему испарению и образованию характерного факела. В экспериментах не наблюдался также и выплеск расплава в стороны, что также приводило бы к значительному деформированию свободной границы и нарушало сплошность легированного слоя. Это свидетельствует о том, что в процессе лазерного легирования не создава-

лись высокие давления в расплаве, так как не происходило интенсивного термохимического взаимодействия легирующих элементов с элементами материала основы при протекании мощных эндотермических реакций, т. е. не наблюдалось выделения большого количества тепла, последующего перегрева расплава, роста давления паров отдачи и капельного выброса.

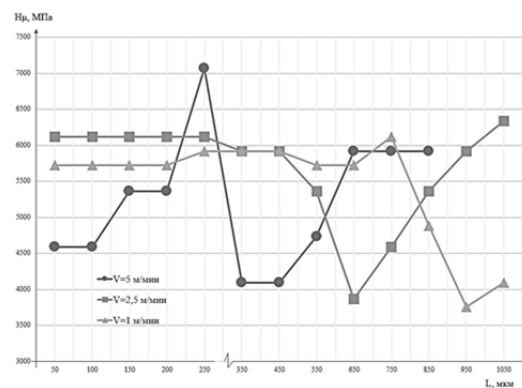
Измерения микротвердости по глубине получаемых слоев показали следующее. На рисунке 2 представлены зависимости микротвердости в поверхностных слоях стали Hardox 600 при различных параметрах лазерной обработки, когда легирующая обмазка не наносилась.

Видно, что в зоне расплава в целом дополнительного упрочнения не происходило, значения микротвердости во всем диапазоне режимов изменялись в пределах 4 200...6 200 МПа, небольшое упрочнение (6 200...7 000 МПа) при этом наблюдалось в зоне закалки из твердой фазы. В зоне отпуска значения микротвердости снижались до 3 750...4 200 МПа. Как отмечалось выше, состав данной стали и режимы термообработки позволяют создавать для нее универсальный комплекс свойств, тогда как дополнительный нагрев приводит в целом к его ухудшению. Как видим, это наблюдается и при лазерной обработке ее поверхности. В частности, при режимах расплавления происходит снижение твердости материала, что, по-видимому, связано с дополнительной фиксацией остаточного аустенита. В то же время в зоне отпуска имеют место стандартные процессы превращения мартенсита с образованием промежуточных структур. Проведение непосредственно самого процесса лазерного легирования удается уже варьировать в той или иной степени свойствами поверхностных слоев.

Из рисунка 3 следует, что процесс поверхностного легирования критичен к режимам лазерного воздействия. Так, например, при мощности 1 кВт (см. рисунок 3, б) возрастание твердости поверхностного слоя фиксируется только при минимальной скорости 1 м/мин, тогда как при более высокой мощности  $P = 2$  кВт (см. рисунок 3, а) области легирования с повышенной твердостью наблюдаются устойчиво во всем диапазоне скоростей перемещения лазерного луча. При этом с ростом глубины зоны легирования значения микротвердости снижаются, что, вероятно, может быть связано с концентрационным снижением вводимых легирующих элементов. Значения микротвердости слоя уже могут изменяться в диапазоне 7 300...16 000 МПа. При этом следует обратить внимание на факт более пологого поведения зависимости значений микротвердости по глубине легированного слоя в зоне отпуска при использовании порошка В4С (см. рисунок 3, б) по сравнению с режимом обработки с оплавлением поверхности, но без нанесения легирующего компонента. При этом возрастает и размер этой зоны. Как отмечалось другими исследователями [1; 7], этот факт может быть связан непосредственно с диффузией атомов бора из зоны лазерного легирования в зону термического влияния.



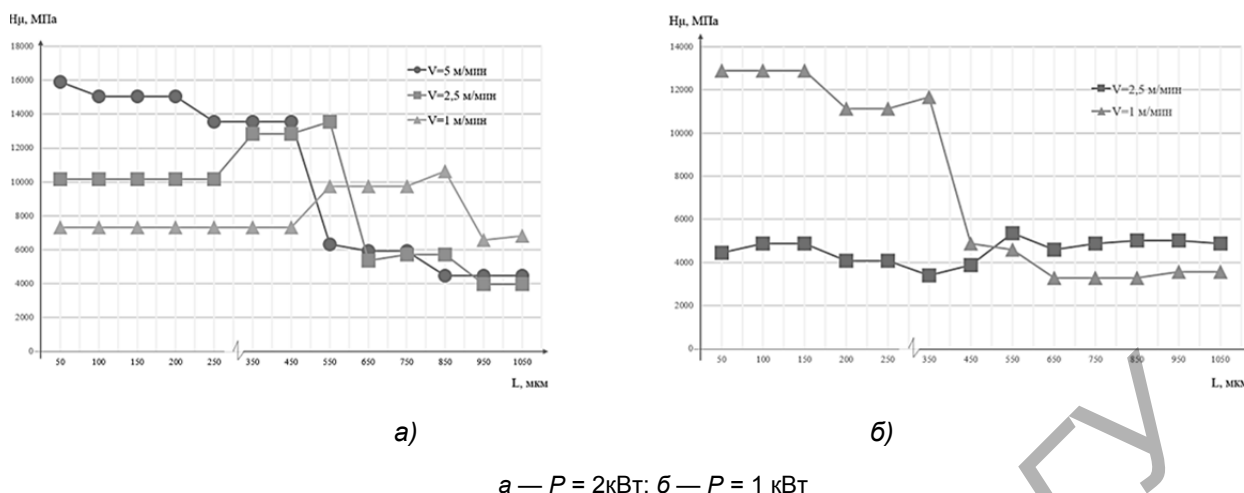
а)



б)

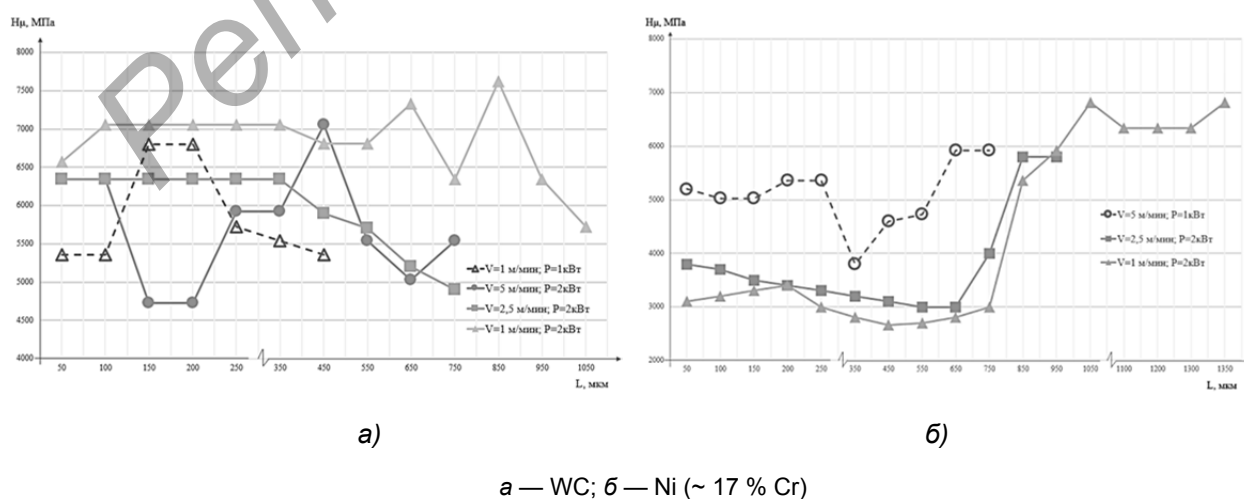
а —  $P = 2$  кВт; б —  $P = 1$  кВт

Рисунок 2. — Зависимости микротвердости по глубине слоев при лазерной поверхностной обработке стали Hardox 600



**Рисунок 3. — Зависимости микротвердости по глубине легированных слоев при лазерной поверхностной обработке стали Hardox 600 с использованием порошка  $V_4C$**

Довольно своеобразная картина наблюдается при использовании в качестве легирующего материала порошков WC и Ni (~ 17 % Cr) (рисунок 4). Как и при легировании стали 5XHM с использованием  $CO_2$ -лазера [1], значительного упрочнения при применении порошка WC нами не наблюдалось, хотя не наблюдалось и порообразования. В случае с Ni (~ 17 % Cr) наблюдалось, наоборот, разупрочнение легированного слоя, тогда как на стали 5XHM при легировании этими компонентами значения микротвердости в легированном слое повышались до 7 400...10 000 МПа, а теплостойкость легированного слоя по уровню 60 HRC достигала температуры 550 °С. При этом из рисунка 1 видно, что свободная поверхность закристаллизовавшегося металла для всех параметров обработки является выпуклой. Как и при легировании с использованием порошка  $V_4C$ , влияния давления паров отдачи в этом случае, по-видимому, тоже не проявлялось, а проявилось влияние сил поверхностного натяжения. В этом случае именно действие значительных сил поверхностного натяжения приводит к стягиванию расплава от периферии к центру лазерной дорожки с формированием при последующей кристаллизации выпуклости. При этом можно наблюдать, как со снижением плотности мощности лазерного излучения процесс легирования постепенно переходит в процесс лазерной наплавки.

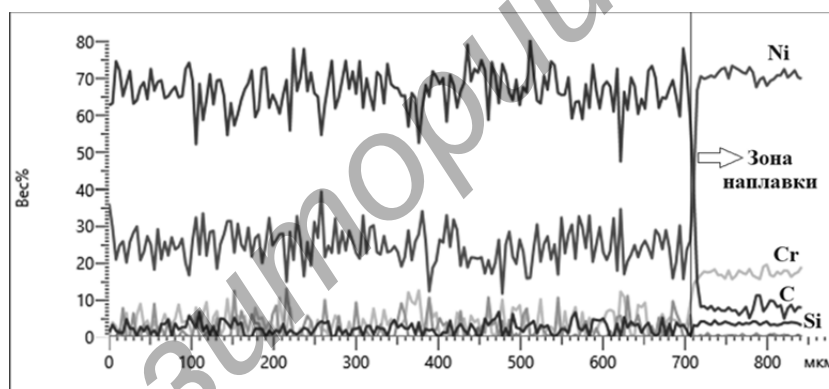


**Рисунок 4. — Зависимости микротвердости по глубине легированных слоев при лазерной поверхностной обработке стали Hardox 600 с использованием порошков**

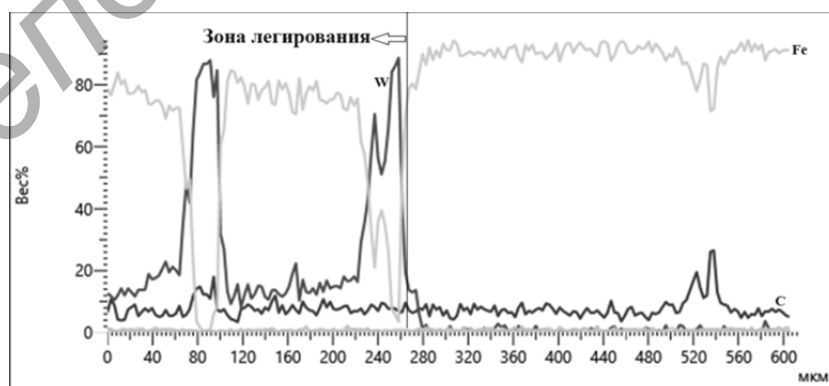
На рисунке 5 приведены результаты исследования распределения элементов по глубине для случая использования порошка Ni (~ 17 % Cr) (рисунок 5, а) и WC (см. рисунок 5, б).

Видно, что при наплавке элементный состав слоя практически повторяет состав исходного порошка: C ~ 5,8, Si ~ 3,9, Cr ~ 15,0, Ni ~ 70,7. При использовании WC в слое могут наблюдаться включения исходного материала. При этом на глубине ~ 80 мкм наряду с пиком по вольфраму наблюдается некоторый рост и по углероду, т. е. в этом месте, вероятнее всего, располагается карбид вольфрама, тогда как на глубине ~ 250 мкм располагается, видимо, свободный вольфрам. Это может быть связано или с присутствием его в исходном порошке, или с диссоциацией молекулы исходного карбида вольфрама при лазерном нагреве.

Также отмечено, что создаваемые слои с повышением концентрации Ni (~ 17 % Cr) в ванне расплава начинают постепенно проявлять все более высокую коррозионную стойкость (см. рисунок 1). Такая картина, когда использовался порошок Ni (~ 17 % Cr) в качестве легирующего компонента для стали Hardox 600, может быть связана со следующими факторами. Данная сталь близка по химическому составу и со значениями по концентрации со сталью 5ХНМ, но сталь Hardox 600 является борсодержащей сталью, хотя концентрация бора в ней весьма незначительна ( $\leq 0,005$  %). Однако именно введение бора в таких незначительных концентрациях приводит к существенному влиянию на поведение расплава при кристаллизации, что в конечном итоге ведет к измельчению зеренной структуры. Весьма вероятно, что этот фактор может оказаться важным по своему влиянию на коэффициенты смачиваемости расплавов, суммарную величину сил поверхностного натяжения и степень их перемешивания.



а)



б)

а — Ni (~ 17 % Cr),  $P = 1$  кВт,  $v = 5$  м / мин; б — WC,  $P = 1$  кВт,  $v = 1$  м / мин

**Рисунок 5. — Распределение элементов по глубине слоя при лазерной наплавке (а) и легировании поверхности (б) стали Hardox 600 с использованием порошков**

Как известно, при лазерном поверхностном легировании происходят одновременно взаимосвязанные как микрометаллургические процессы, так и процессы тепло- и массопереноса [7]. Из-за неравномерного нагрева по пятну фокусировки лазерного луча организуется своеобразное вихревое движение расплава. При движении лазерного луча расплавленный металл вследствие интегрального действия давления образующегося пара, вихревых течений расплава, разницы сил поверхностного натяжения в хвостовой и центральной частях расплавленной ванны оттесняется в хвостовую ее часть [7]. За время существования расплава благодаря термокапиллярной конвекции Марангони осуществляется полное или частичное перемешивание расплавленных легирующих материалов с металлической основой. Это в конечном итоге ведет к насыщению поверхности стали легирующими элементами, образованию соответствующих химических соединений, полной или частичной гомогенизации жидкого металла в области лазерного легирования. Таким образом, при последующей кристаллизации расплава формируется легированный слой.

**Заключение.** Исследовано влияние ряда энергетических и технологических факторов на особенности осуществления процесса поверхностного легирования износостойкой стали Hardox 600 на основе воздействия излучением волоконного иттербиевого лазера. В качестве легирующих компонентов использовались порошки карбидов  $W_4C$ ,  $WC$  и  $Ni$  (~17 %  $Cr$ ). Режимы лазерной обработки выбирались в зависимости от мощности лазерного излучения, линейных скоростей сканирования луча и диаметра лазерного пятна. Изучены геометрические размеры, качество и структура легированных слоев, получаемых в результате лазерного воздействия.

#### Список цитированных источников

1. Лазерное легирование сталей с использованием порошковых материалов / С. А. Астапчик [и др.] // Весті АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. — 1989. — № 4. — С. 7—13.
2. Астапчик, С. А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. — Минск : Беларус. наука, 2008. — 252 с.
3. 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.
4. Девойно, О. Г. Технология формирования износостойких поверхностей лазерным легированием / О. Г. Девойно. — Минск : Технопринт, 2001. — 180 с.
5. Астапчик, С. А. Лазерные технологии: возможности и перспективы обработки деталей и инструмента / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков // Тяжелое машиностроение. — 2004. — № 2. — С. 33—37.
6. Лазерная обработка материалов с изменением химического состава поверхностного слоя / В. С. Голубев [и др.] // Вестн. БарГУ. Сер. «Технические науки». — 2019. — № 7. — С. 34—42.
7. Бернацкий, А. В. Лазерное поверхностное легирование стальных изделий (Обзор) / А. В. Бернацкий // Автомат. сварка. — 2013. — № 12. — С. 3—10.
8. Кизина, Я. Н. Моделирование кинетики процесса лазерного поверхностного легирования через жидкую фазу [Электронный ресурс] / Я. Н. Кизина // Молодёжь и наука : сб. материалов VI Всерос. науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых учёных. — Режим доступа: <http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2010/section1.html>. — Дата доступа: 30.09.2023.
9. Европейская металлургическая компания [Электронный ресурс]. — Режим доступа: [https://emk24.ru/wiki/spetsialnye\\_stali/iznosostoykie\\_stali\\_hardox\\_4368174/](https://emk24.ru/wiki/spetsialnye_stali/iznosostoykie_stali_hardox_4368174/). — Дата доступа: 30.09.2023.

Поступила в редакцию 04.10.2023.