

УДК 669.056.9.046.516.4.018.8:621.9.048.7

**О. В. Дьяченко<sup>1</sup>, С. М. Криуша<sup>1</sup>, М. А. Кардаполова<sup>1</sup>, В. С. Голубев<sup>2</sup>, И. И. Вегера<sup>2</sup>**<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет, пр-т Независимости, 67, 220013 Минск, Республика Беларусь, +375 (17) 293 95 04, [olg-dyachenko@mail.ru](mailto:olg-dyachenko@mail.ru)<sup>2</sup>Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», ул. Купревича, 10, 220141 Минск, Республика Беларусь, +375 (17) 369 31 24, [gvs\\_fti@mail.ru](mailto:gvs_fti@mail.ru)

## ЛАЗЕРНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

В данной работе исследовались особенности влияния энергетических параметров и технологических факторов на эффективность поверхностной обработки с использованием лазерных способов. Изучалась возможность лазерной обработки нанесенных покрытий типа 95X18 и AISI 316LSi в атмосфере различных газов: на воздухе, в аргоне и азоте. При лазерном легировании использовались порошки аморфного бора и некоторых карбидов и боридов. Изучено структурно-фазовое состояние и качество поверхностных и переходных слоев. Показано, что метод лазерного легирования может оказывать упрочняющий эффект как на пыльный слой, так и на слой основы. При использовании для легирования аморфного бора оплавленный слой покрытия из нержавеющей стали AISI 316LSi наблюдался практически на всех используемых режимах, причем на некоторых режимах наблюдалось достаточно равномерное распределение микротвердости по глубине.

**Ключевые слова:** лазерное легирование; модифицирование; поверхностный слой; микроструктура.  
Рис. 6. Табл. 1 Библиогр.: 12 назв.

**O. V. Dyachenko<sup>1</sup>, S. M. Kriusha<sup>1</sup>, M. A. Kardapolova<sup>1</sup>, V. S. Golubev<sup>2</sup>, I. I. Vegera<sup>2</sup>**<sup>1</sup>Belarusian National Technical University, 67 Independence Ave., 220013 Minsk, the Republic of Belarus, +375 (17) 293 95 04, [olg-dyachenko@mail.ru](mailto:olg-dyachenko@mail.ru)<sup>2</sup>State Scientific Institution "The Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus", 10 Kuprevich St., 220141 Minsk, the Republic of Belarus, +375 (17) 369 31 24, [gvs\\_fti@mail.ru](mailto:gvs_fti@mail.ru)

## LASER MODIFICATION OF GAS-THERMAL COATINGS FROM STAINLESS STEELS

In this paper we studied the features of the influence of energy parameters and technological factors on the effectiveness of surface treatment using laser methods. The possibility of laser processing of deposited coatings of the 95X18 and AISI 316LSi type in the atmosphere of various gases (air, argon, nitrogen) was studied. In laser doping, powders of amorphous boron and some carbides and borides were used. The structural phase state and quality of surface and transition layers were studied. It is shown that the laser doping method can exert a strengthening effect on both the evaporated layer and the warp sheet. When using amorphous boron for doping, the melted coating layer of AISI 316LSi stainless steel was observed in almost all the modes used. Moreover, in some modes, a uniform distribution of microhardness in depth was found.

**Keywords:** laser doping; modification; surface layer; microstructure.  
Fig. 6. Table 1. Ref.: 12 titles.

**Введение.** В настоящее время актуальными остаются вопросы дальнейшего увеличения срока эксплуатации оборудования, машин и механизмов. Детали машин и оборудования с покрытиями из нержавеющей сталей работают в том числе и в условиях, которые приводят к преждевременному износу [1]. Для повышения эксплуатационных свойств таких деталей появляется потребность их поверхностного упрочнения. Применение лазерной обработки является весьма перспективным направлением развития такого рода технологий упрочнения [2—5].

С развитием методов лазерного модифицирования, легирования и наплавки появляются новые перспективные возможности для повышения надежности и долговечности быстрознашивающихся деталей и инструмента. С помощью данных технологий удастся создать поверхностные слои с заранее заданными и легко прогнозируемыми свойствами.

Сами по себе покрытия на основе нержавеющей стали обладают высокой коррозионной стойкостью, но недостаточной твердостью. Одним из методов решения данной проблемы является использование комбинированной технологии, включающей плазменное напыление диффузионно-легированного бором порошка ПР-Х18Н9 на основе аустенитной стали. Полученные покрытия обладают гомогенной структурой, благодаря лазерной обработке возможно управлять их свойствами. Данный метод предусматривает длительное (3...5 ч) диффузионное борирование порошка из стали ПР-Х18Н9 [6].

В целом методами лазерного воздействия возможно обрабатывать материалы с различными теплофизическими свойствами, вводя различные легирующие элементы для упрочнения и восстановления деталей и получения покрытий, которые невозможно или экономически нецелесообразно получать другими способами. Данные методы позволяют расширить область применения недорогих углеродистых сталей для изготовления деталей и конструкций, работающих в тяжелых условиях износа, в агрессивной среде или сопровождающихся нагревом [2—5].

Наиболее приемлемыми являются методы лазерной обработки с использованием шликерных обмазок. Эти методы обеспечивают экономный расход легирующих элементов и возможность получения в зоне упрочнения большой концентрации легирующего элемента, которая легко регулируется толщиной слоя обмазки. Кроме того, данным методом можно наносить многокомпонентные и разнообразные легирующие композиции, которые другими методами зачастую нанести невозможно [7; 8].

**Материалы и методы исследования.** Обработку поверхности проводили с использованием  $\text{CO}_2$ -лазера непрерывного действия «Комета-2». Режимы лазерной обработки для сталей подбирались в зависимости от мощности лазерного излучения установки, линейных скоростей перемещения лазерного луча, расстояния между лазерными дорожками и диаметра лазерного пятна.

Предварительное напыление на образцы из сталей 3 и 45 покрытия нержавеющей стали типа 95X18 или AISI 316LSi осуществляли способом гиперзвуковой металлизации. Напыление проводилось при помощи установки АДМ-10. Давление сжатого воздуха составляло 0,45...0,6 МПа при давлении пропан-бутана 0,25...0,4 МПа. Проволока для напыления использовалась диаметром 1,6 мм, толщина нанесенного слоя составляла ~0,6 мм.

На первом этапе изучалась возможность лазерной обработки нанесенных покрытий в атмосфере различных газов: на воздухе, в аргоне и азоте. При последующем лазерном легировании использовали порошковые материалы: В,  $\text{V}_4\text{C}$ ,  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{WC}$ ,  $\text{W}_2\text{B}_5$  и др. При этом использовали два вида образцов: на одни непосредственно наносили слой легирующих обмазок из аморфного бора и  $\text{V}_4\text{C}$ , на другие на нанесенные покрытия из указанных нержавеющей сталей наносили слои вышеназванных легирующих обмазок. Оплавление образцов осуществляли лазером с мощностью ~500...800 Вт при диаметре пятна лазерного луча от 1 до 2 мм со скоростями перемещения от 2 до 40 мм / с.

Микроструктурный анализ проводили на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-2 и МИКРО 200 на травленых шлифах в поперечных сечениях перпендикулярно поверхности, дюротметрический — на микротвердомере ПМТ-3, рентгеновский фазовый анализ проводили на аппарате ДРОН-3 с графитовым монохроматором на медном излучении  $\text{CuK}_\alpha$ , элементный анализ — на сканирующем микроскопе MARKO VEGAII IMU (Чехия) с микроанализатором энергодисперсных спектров INCA Energy 350, испытания на износостойкость проводили на машине торцевого трения с контртелом из твердого сплава ВК-6. Исследова-

лось влияние параметров лазерной обработки на размерные параметры зоны обработки: ширину и глубину расплавленной зоны, зоны термического влияния. По данным исследований проводили корреляционный анализ на ПЭВМ с помощью программы “Approximator”. Для каждой пары факторов рассчитаны коэффициенты парной корреляции по всем возможным вариантам взаимодействий, построены графики парного взаимодействия с наибольшим коэффициентом корреляции [9; 10].

**Результаты исследований и их обсуждение.** Одним из современных методов поверхностной обработки является лазерная наплавка, которая вносит принципиально новые возможности в практику поверхностного упрочнения материалов. Лазерная наплавка представляет собой процесс нанесения металлических, керамических и других покрытий на поверхность изделий с использованием энергии лазерного излучения. Этот процесс подобен более традиционной плазменно-порошковой наплавке и отличается большей локальностью и возможностью формирования достаточно тонких (~1 мм) покрытий, т. е. относится к группе прецизионных технологий.

В процессе лазерной наплавки могут происходить сложные физико-химические превращения в наплавляемых материалах. Среди этих процессов наибольшее значение имеют: термическое разложение и окисление наплавляемого материала, межфазные взаимодействия в системе, наплавляемый материал (материал подложки). Заранее предсказать в полном объеме результат этих процессов, проявляющийся в соответствующем составе наплавляемого слоя и типе сформированной структуры исходя из физико-химических свойств наплавляемого материала, равновесных диаграмм состояния систем с участием элементов покрытия и основы не представляется возможным в силу сложности процессов, происходящих в зоне воздействия лазерного излучения.

Применение технологии лазерной наплавки позволяет решить многие задачи по упрочнению и восстановлению точных и сложнопрофильных деталей с местными и протяженными износами. В настоящее время для реализации процесса лазерной наплавки наиболее перспективно использование порошковых материалов. Они наносятся на подложку в виде обмазки на основе связующего, предварительно напыляются, например, газотермическими методами, подаются дозатором на деталь со сканированием лазерного луча по ее поверхности.

В первой части экспериментов ставились задачи исследовать влияние геометрии фокусировки, энергетического вклада при различных скоростях сканирования луча, окружающей газовой среды на процесс лазерной обработки напыленных покрытий из сталей 95X18 и AISI 316LSi, изучить их качество, микроструктуру и микротвердость. Так, при обработке на воздухе на образцах обоих типов наблюдалось интенсивное плазмо- и искрообразование, выделение большого количества копоти и сажи, в какой-то степени выгорание покрытия в зоне фокусировки лазерного излучения.

Обработка в среде азота проводилась при размере фокусного пятна 2 мм в диапазоне скоростей сканирования луча 2...20 мм / с. При этом при обработке стали 95X18 с более высокими скоростями наблюдалось искрообразование, но отсутствовало образование копоти, при более низких скоростях она могла появляться, особенно это касалось стали AISI 316LSi. Микротвердость расплава при оплавлении стали AISI 316LSi могла достигать 5 020...5 740 МПа, стали 95X18 — 5 950...6 380 МПа. Отмеченные факты свидетельствуют о том, что элементы расплава взаимодействуют с окружающим азотом, что приводит к повышению микротвердости. Кроме того, следует учитывать и тот факт, что на поверхности материала при нагреве вследствие взаимодействия с азотом может происходить изменение поглотительной способности падающего лазерного излучения. При его повышении в равных условиях облучения будет, соответственно, повышаться энерговклад, что может приводить к отмеченным выше особенностям. Изменение коэффициента поглощения при обработке в азоте может

быть связано с высокой реакционной способностью некоторых элементов напыленного покрытия. Например, в стали AISI 316LSi содержится ~18 % Cr, ~12 % Ni, ~2,5 % Mo, ~0,5 % Ti. Как известно [11], в ряде металлов (медь, никель, серебро, золото) азот практически нерастворим и может при их сварке использоваться как защитный инертный газ. С другими металлами (железом, титаном, алюминием и их сплавами) он может активно взаимодействовать, и его влияние на их свойства очень значительно. С некоторыми из них (например, с титаном), взаимодействуя при сварочных температурах, азот образует химические соединения — нитриды. В других (например, в железе) он растворяется, образуя жидкие и твердые растворы внедрения, причем растворимость азота в твердом железе с понижением температуры уменьшается, избыточные количества его выпадают из раствора в виде нитридов ( $Fe_2N$ ,  $Fe_4N$ ). Также следует отметить [12], что все тугоплавкие металлы 4...6-й групп периодической системы элементов Д. И. Менделеева (а это как раз Ti, Cr, Mo) растворяют азот с выделением тепла. Другой важной особенностью рассматриваемых металлов является то, что они образуют с азотом стойкие нитриды, температура плавления которых может превышать температуру плавления самих металлов. Особенно тугоплавки нитриды металлов 4-й группы периодической системы (Ti). Если легирующий элемент образует тугоплавкий нитрид, то такой нитрид может появиться в твердом виде в расплаве. Так, в жидких сплавах железо—титан при 1 600 °С и давлении азота в  $10^5$  Па появляется твердый нитрид титана, начиная с содержания титана около 0,1 % (по массе). Поведение растворенного азота при охлаждении и кристаллизации сплавов на основе железа и никеля, содержащих такие сильные нитридообразующие металлы, как титан, очень сложно.

Эксперименты, проведенные в защитной атмосфере аргона, показали следующее. На напыленной стали AISI 316LSi в случае широкого пятна облучения (2 мм) процесс обработки проходил достаточно спокойно, без искрообразования и наличия копти. При этом с уменьшением скорости сканирования происходило постепенное увеличение глубины проплавления напыленного материала (рисунок 1). При низких скоростях сканирования (~2 мм / с) удавалось практически полностью расплавить весь напыленный слой, однако металлургическая связь с исходной подложкой не образовывалась.

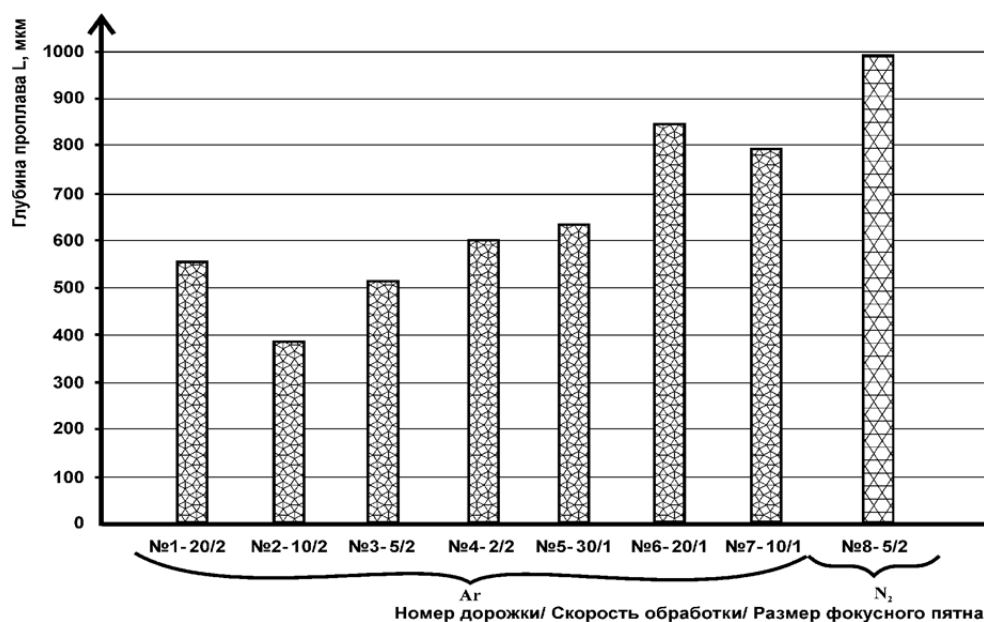


Рисунок 1. — Зависимость глубины проплава (покрытие AISI 316LSi, основа Ст 45) от скорости обработки, размера фокусного пятна и защитной среды

Хотя в ней образовывалась зона закалки в твердой фазе, в которой микротвердость могла достигать 5 740...6 620 МПа. При этом с уменьшением скорости сканирования, т. е. увеличением энергоклада, как и следовало ожидать, возрастали размеры зоны термического влияния (рисунок 2). При более острой фокусировке (диаметр пятна ~1 мм) удавалось расплавить не только этот напыленный материал, но и сформировать хорошую металлургическую связь с подложкой за счет ее подплавления даже при больших скоростях сканирования лазерного луча (~30 мм / с). Характерной особенностью являлся тот факт, что в процессе обработки при такой фокусировке наблюдался интенсивный разброс искр и образование копоти — сажи, которая ложилась на предыдущие дорожки на подложке. Это, по-видимому, можно связать с тем, что происходит взаимодействие элементов расплава напыленного материала и расплава подложки при ее подплавлении. Второй характерной особенностью являлось то, что за счет возникающих термонапряжений могло наблюдаться отслаивание (так называемое «вспучивание») образующегося в напыленном материале расплава. Особенно это было выражено при большей расфокусировке лазерного излучения, т. е. при пятне 2 мм, когда практически не происходило подплавление основы.

Микротвердость расплава при этом составляла ~2 150...2 670 МПа при скорости сканирования 20 мм / с и возрастала до ~4 180...4 430 МПа с уменьшением скорости на порядок. При более острой фокусировке микротвердость в расплаве могла повышаться до значений ~4 700...5 020 МПа (рисунок 3). По-видимому, здесь оказывает влияние некоторое перемешивание расплава напыленного материала и расплава исходной подложки.

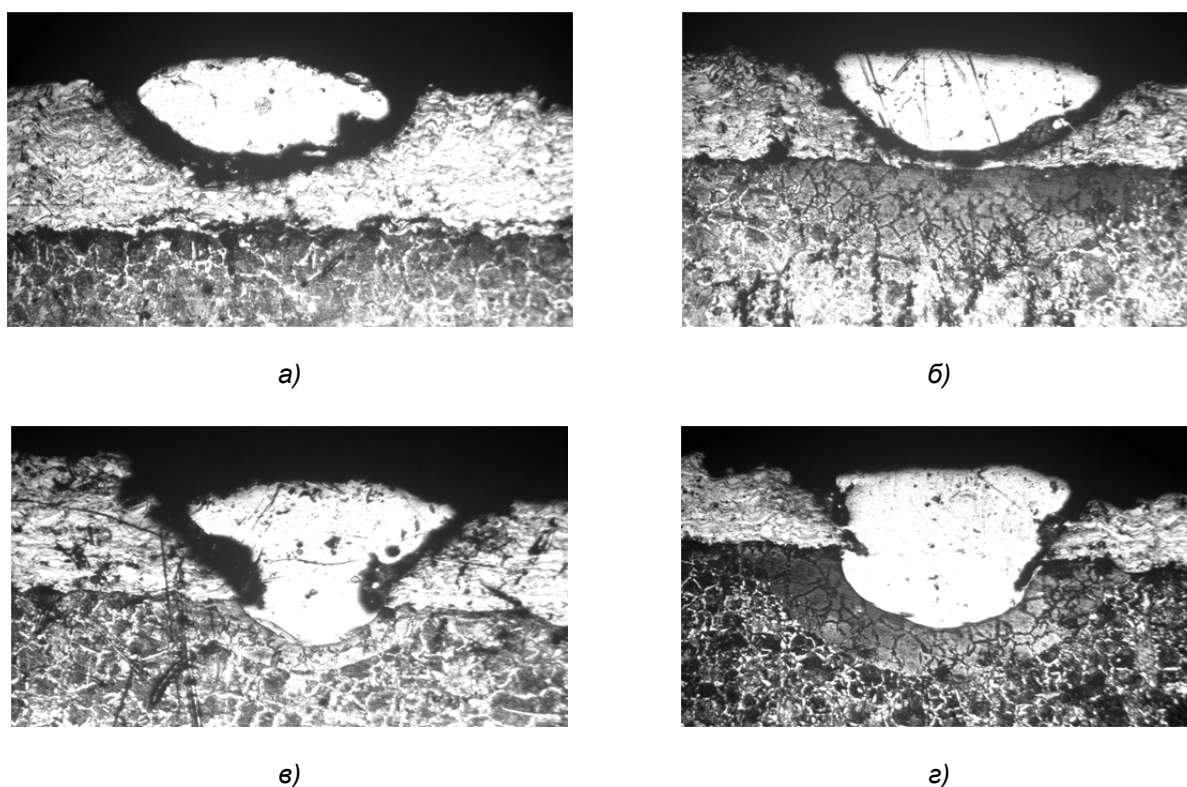
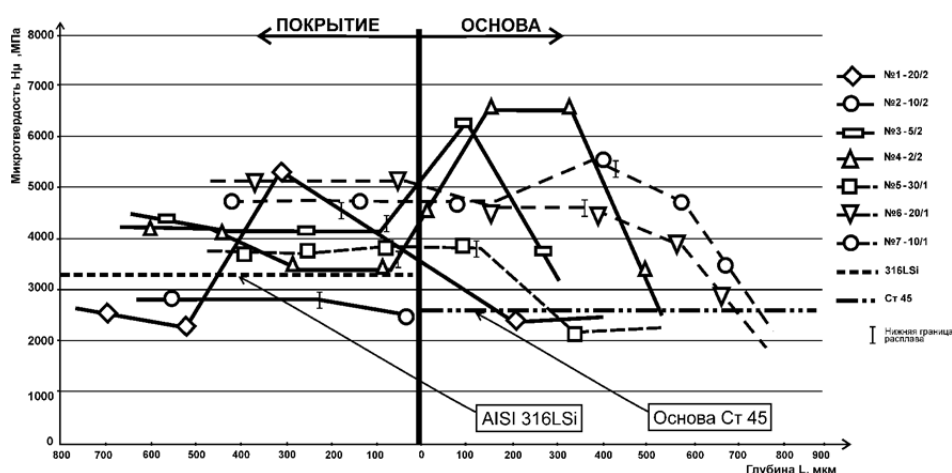


Рисунок 2. — Поперечное сечение лазерных дорожек (покрытие — AISI 316 LSi, основа — Ст 45, обработка в аргоне): скорость обработки (мм / с) / диаметр пятна фокусировки (мм), ( $\times 50$ ) а) 20 / 2; б) 2 / 2; в) 30 / 1; г) 10 / 1



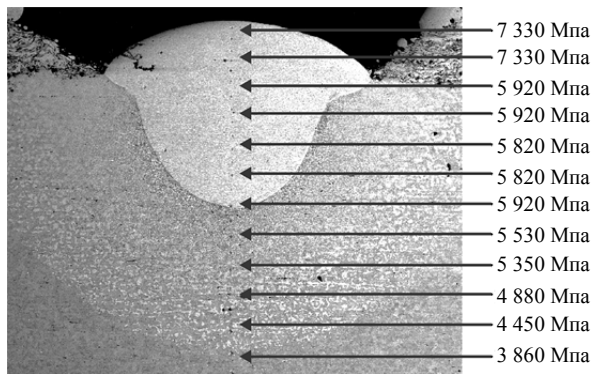
**Рисунок 3. — Изменение микротвердости по глубине лазерного воздействия в аргоне (покрытие — AISI 316LSi, основа — Ст 45)**

Что касается напыленной стали 95X18, то выделение копоти — сажи и искрообразование наблюдались в обоих случаях фокусировки даже в инертной атмосфере. Микротвердость в зоне оплавления напыленного покрытия составляла 4 700 ... 5 020 МПа, в зоне перемешивания с исходной подложкой доходила до 5 940 МПа. Такие эффекты искро- и сажеобразования можно связать с наличием большого количества углерода в исходном материале, так и образованием большого количества различных примесей при его напылении методом гиперзвуковой металлизации. Под действием лазерного излучения происходит не только нагрев и плавление напыленного слоя, но и может наблюдаться его интенсивное испарение. При этом образуется не только эрозийный факел из паров материала, но и происходит нагрев окружающего газа. При мощном энергокладе все это может приводить к ионизации образующегося факела и в дальнейшем к образованию низкотемпературной плазмы с последующим низкороговым пробоем окружающего газа. Все эти факторы, в свою очередь, могут способствовать как интенсификации взаимодействия металлической поверхности с окружающей атмосферой, так и предотвращению от такого взаимодействия за счет образования повышенного давления непосредственно в самом факеле.

Далее были проведены эксперименты по лазерному легированию поверхностей образцов с описанными выше покрытиями. Как известно [2], физическая сущность процесса лазерного легирования заключается в возникновении в тонком поверхностном слое металла плоского теплового источника под воздействием лазерного нагрева. Высокий градиент температур между тепловым источником и поверхностью холодного металла приводит не только к нагреву материала, но и к возникновению интенсивного конвективного движения металла в ванне расплава. Расплавленная легирующая композиция перемешивается с металлической матрицей. При этом происходит насыщение поверхности сталей легирующими элементами из композиций, образование химических соединений, частичная гомогенизация в зоне жидкого металла.

С учетом неоднозначной роли образующегося факела при лазерном воздействии данная часть экспериментов проводилась в воздушной атмосфере. Изучались образцы как после лазерного легирования аморфным бором и карбидом бора, нанесенных порошковых покрытий из нержавеющей стали AISI 316LSi на сталь 3, так и просто после легирования этими компонентами непосредственно поверхности стали 3.

На рисунках 4 и 5 показана микроструктура поперечного сечения одной из дорожек и распределение микротвердости по глубине различных дорожек при легировании аморфным бором. Как видно, лазерное легирование оказывает упрочняющий эффект на слой основы, микротвердость которой до легирования составляла 2 060 МПа. Четко прослеживается влияние режимов лазерной обработки на микротвердость поверхностного слоя.

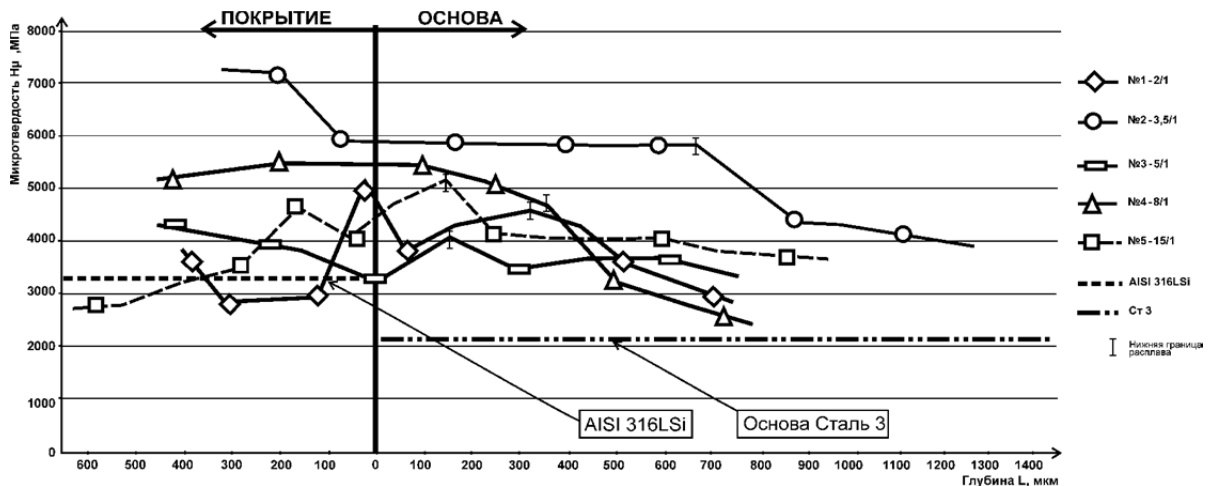


**Рисунок 4. — Микроструктура поперечного сечения лазерной дорожки (покрытие — AISI 316LSi, легирование —  $V_{ам}$ , основа — сталь 3, скорость сканирования — 3,5 мм/с, диаметр пятна — 1 мм)**

При использовании для легирования аморфного бора оплавленный слой покрытия из нержавеющей стали AISI 316LSi наблюдался практически на всех используемых режимах, причем на некоторых режимах наблюдалось достаточно равномерное распределение микротвердости по глубине. Наибольшая микротвердость (~7 300 МПа) достигалась при скорости сканирования луча лазера 3,5 мм/с и диаметре лазерного пятна 1 мм. При этом микротвердость покрытия достаточно быстро падала с ~7 300 до ~5 900 МПа на протяжении 0,15 мм, далее такая же микротвердость наблюдалась в зоне оплавления основы на протяжении ~600 мкм (см. рисунок 5). В целом сложная картина с формированием оплавленного

слоя покрытия, его размерами и распределением микротвердости по глубине связана с аналогичными процессами, которые рассмотрены ранее. Но все усложняется тем, что при расплавлении материала покрытия дополнительно происходят процессы его взаимодействия с легирующими компонентами, а также их взаимодействие с окружающей атмосферой — воздухом. Это, в свою очередь, может приводить к интенсификации процессов нагрева — плавления — испарения. Отметим, что при использовании в качестве легирующих компонентов химических соединений типа карбидов, боридов и других картина еще более усложняется. Так, при легировании карбидом бора набор режимов, при которых наблюдались приемлемые слои оплавленного покрытия, был весьма ограничен, а микротвердость таких слоев составляла ~4 000 МПа. Отметим также, что при других режимах, как и при использовании чистого бора, наблюдались довольно значительное повышение микротвердости (5 000...6 000 МПа) в зоне расплава непосредственно самой подложки из стали 3. В этих случаях при оплавлении материал подложки, по-видимому, насыщается элементами как покрытия, так и применяемой легирующей присадки.

Из приведенных графиков и микроструктур можно предположить, что получаемые лазерным легированием покрытия содержат не только достаточную долю металлической матрицы (твердого раствора), обладающей большим запасом пластичности и способной к значительной поверхностной пластической деформации, но и дисперсные фазы высокой твердости. Проведенный рентгеновский анализ подтверждает высказанное предположение.



**Рисунок 5. — Распределение микротвердости по глубине образца после лазерного сканирования (покрытие — AISI 316LSi, легирование —  $V_{ам}$ , основа — сталь 3)**

Так, фазовый состав напыленного слоя: гамма-железо (аустенит); дельта-железо  $d\text{-FeCr}$ ; карбиды  $(\text{CrFe})\text{C}_3$ . Фазовый состав модифицированного напыленного слоя с использованием порошка карбида бора представляет уже альфа-железо, карбиды хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и исходные карбиды бора  $\text{B}_4\text{C}$ . Не противоречат этому и результаты исследований распределения химических элементов в различных участках зоны лазерной обработки. Так, например, при легировании покрытий боридом вольфрама ( $\text{W}_2\text{B}_5$ ) помимо исходных боридов обнаруживались не только карбиды железа, но и вольфрама, а также их карбобориды, в том числе совместные. Содержащиеся фазы высокой твердости, по-видимому, могут повысить износостойкость получаемых покрытий. Сравнительные износостойкие испытания подтвердили такую тенденцию.

Корреляционный анализ с помощью программы “Approximator” дал возможность исследовать влияние параметров лазерной обработки на глубину упрочненной зоны покрытий и микротвердости получаемых покрытий. Так, для примера рассмотрим влияние скорости обработки лазерного луча на глубину (зона проплава) стали 3. Четко прослеживается зависимость для всех режимов обработки: с увеличением скорости обработки глубина зоны проплава уменьшается.

Быстрее всего глубина проплава падает с 600 до 200 мкм в случае аморфного бора без покрытия из AISI 316LSi. В случае же лазерного легирования покрытия из нержавеющей стали AISI 316LSi аморфным бором на глубину проплава меньше влияет скорость обработки (рисунок 6, таблица 1). Из таблицы 1 видно, что параметры лазерной обработки хорошо коррелируют с величинами глубины зоны проплава.

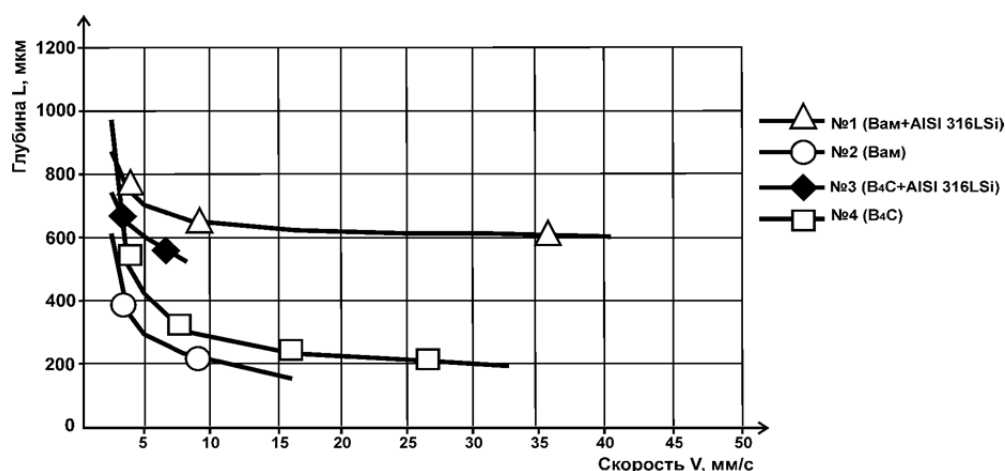


Рисунок 6. — Влияние скорости обработки лазерного луча на глубину зоны проплава стали 3

Т а б л и ц а 1. — Коэффициенты корреляции скорости лазерного луча и глубины проплава

Образец	Формула для расчета корреляции	Значение A	Значение B	Среднее отклонение	Средне-квадратическое отклонение	Коэффициент корреляции
$\text{B}_{\text{ам}}+\text{AISI 316LSi}$	$Y = A + B / X$	595,4012	31 300,858	8,9216	73,0869	0,7978
$\text{B}_4\text{C}+\text{AISI 316LSi}$	$Y = A * X ^ B$	2 487,6796	-0,2488	8,0256	0,0963	0,8353
$\text{B}_4\text{C}$	$Y = A + B / X$	156,996	80 045,6881	39,6918	78,7082	0,9545
$\text{B}_{\text{ам}}$	$Y = A + B / X$	140,1064	46 850,0443	6,5025	20,2907	0,9907



**Заключение.** На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что лазерное поверхностное модифицирование многокомпонентных покрытий из нержавеющей сталей является задачей непростой, однако использование этих методов весьма обнадеживающее и перспективное. При оптимальных условиях и режимах лазерной обработки, правильном выборе легирующих порошковых компонентов удается получать достаточно качественные слои приемлемой толщины с неплохой металлургической связью с подложкой, обладающих специфическими структурами и свойствами, причем на конечный результат такой обработки влияет большое количество технологических факторов, в том числе окружающая атмосфера. Грамотный подход к этому вопросу с учетом реакционной способности газовой атмосферы и элементного состава легирующей присадки открывает дополнительные возможности по поверхностному модифицированию в целях получения слоев с регламентированными свойствами.

#### Список цитируемых источников

1. *Петренко, К. П.* Структурная модель проектирования упрочняющих технологических процессов, обеспечивающих заданное качество поверхностного слоя / К. П. Петренко // Упрочняющие технологии и покрытия. — 2013. — № 1. — С. 7—9.
2. *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. : ил.
3. *Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик [и др.].* — Минск : Белорус. наука, 2008. — 252 с.
4. *Тарасова, Т. В.* Особенности формирования структуры наплавленных слоев при лазерной обработке / Т. В. Тарасова, В. С. Голубев, С. Д. Кузьмин // Упрочняющие технологии и покрытия. — 2014. — № 9. — С. 26—30.
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. *Девойно, О. Г.* Исследование износостойких покрытий диффузионно-легированной аустенитной стали, полученных плазменным напылением и последующей лазерной обработкой / О. Г. Девойно, А. Ф. Пантелеенко // Наука и техника. — 2017. — Т. 16, № 3. — С. 249—255.
7. *Белова, С. А.* Возможности лазерного легирования при изготовлении быстрорежущего инструмента [Электронный ресурс] / С. А. Белова // Современные проблемы науки и образования. — 2014. — № 6. — Режим доступа: <http://science-education.ru/ru/article/view?id=15967>. — Дата доступа: 11.05.2020.
8. *Белова, С. А.* Повышение эксплуатационных свойств поверхности стали методом лазерной карбоборохромирования : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01 / С. А. Белова. — Пермь, 1999. — 24 с.
9. *Новик, Ф. С.* Математические методы планирования экспериментов в металловедении / Ф. С. Новик. — М., 1971. — 106 с.
10. *Вознесенский, В. А.* Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. — М. : Финансы и статистика, 1981. — 264 с.
11. Интернет-портал “Studopedia” [Электронный ресурс]. — Режим доступа: <http://www.studopedia.ru/>. — Дата доступа: 15.04.2020.
12. Интернет-портал “Metal-archive” [Электронный ресурс]. — Режим доступа: <http://www.metal-archive.ru/>. — Дата доступа: 16.04.2020.

Поступила в редакцию 13.05.2020