

УДК 621.78:535.211

В. С. Голубев¹, И. И. Вегера¹, В. Е. Ходюш¹, О. В. Дьяченко², К. В. Протасевич²¹Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь;²УО «Белорусский национальный технический университет», г. Минск, Беларусь

Тел.: +375 (029) 638-19-50, E-mail: gvs_fti@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ HARDOX 600 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА

Исследованы особенности поверхностного легирования стали Hardox 600 с использованием порошков В₄С, WС и Ni на основе воздействия излучением иттербиевого волоконного лазера. При мощности излучения ~ 2кВт качественные зоны легирования могут более устойчиво наблюдаться во всем исследуемом диапазоне скоростей сканирования лазерным лучом. С ростом глубины зоны легирования при использовании В₄С микротвердость снижается, что связывается со снижением концентрации вводимых легирующих элементов. Микротвердость слоя может варьироваться в диапазоне 7300 – 16000 МПа.

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

V. S. Golubev, I. I. Venera, V. E. Khodyush, O. V. Dyachenko, K. V. Protasevich

PECULIARITIES OF SURFACE ALLOYING OF HARDOX 600 STEEL USING A FIBER LASER

The features of surface alloying of Hardox 600 steel using В₄С, WС, and Ni powders based on exposure to ytterbium fiber laser radiation are studied. At a radiation power of ~ 2 kW, high-quality doping zones can be observed more stably over the entire range of laser beam scanning speeds under study. With an increase in the depth of the alloying zone when using В₄С, the microhardness decreases, which is associated with a decrease in the concentration of introduced alloying elements. The microhardness of the layer can vary in the range of 7300 - 16000 MPa.

Keywords: laser alloying, surface layer, microstructure, microhardness

1. Введение

В настоящее время традиционные металлургические методы получения и термообработки многих сталей и сплавов практически исчерпали свои возможности в плане повышения физико-механических свойств. Рассчитывать на получение новых материалов с использованием стандартных технологий, которые могли бы значительно изменить положение в этих вопросах, не приходится. Именно поэтому, в последние несколько десятилетий для решения этой проблемы упор делается на развитие и применение новых, главным образом высокоэнергетических технологий получения материалов и инженерии поверхности, нанесения покрытий и др. [1-7].

Одним из видов этих методов поверхностного упрочнения является лазерное легирование рабочей поверхности через жидкую фазу за счет нагрева до оплавления основного металла. При таком способе упрочнения поверхности, легирующие элементы, например, входят в состав предварительно наносимой обмазки, которая состоит из порошка требуемого химического состава и связующего вещества [7]. В данной статье приводятся результаты по лазерному легированию износостойкой стали марки Hardox 600.

2. Материалы и методики исследований

Образцы для исследования вырезались из листа стали марки Hardox 600 толщиной 10 мм. Исходная твердость стали составляла ~ 600 НВ. В качестве

легирующих материалов в данных экспериментах использовались порошки карбидов W_4C , WC и Ni .

Предварительно перед лазерной обработкой на поверхности формировали слой, нанося на нее обмазку из вышеуказанных порошков. Толщина слоя составляла $\sim 100 - 150$ мкм. Обработка образцов проводилась на базе модуля поверхностной локальной термообработки МЛ35–ПО, в котором используется иттербиевый волоконный лазер ЛС–2 с максимальной выходной мощностью 2 кВт. В качестве защитного газа использовался аргон.

3. Результаты исследований и обсуждение

В рамках данной работы проведено изучение геометрических размеров, структуры, микротвердости и качества поверхностных слоев. Поверхностное лазерное легирование в данном случае состоит в получении легированных слоев с предварительным расположением присадочных материалов непосредственно в зоне действия сфокусированного лазерного излучения. Образец с тонким слоем легирующей обмазки при сканировании лазерного луча локально оплавляется, легирующие компоненты попадают в объем жидкой ванны расплава, который затем кристаллизуется. На рисунке 1 показаны характерные микроструктуры получаемых в данных экспериментах слоев.

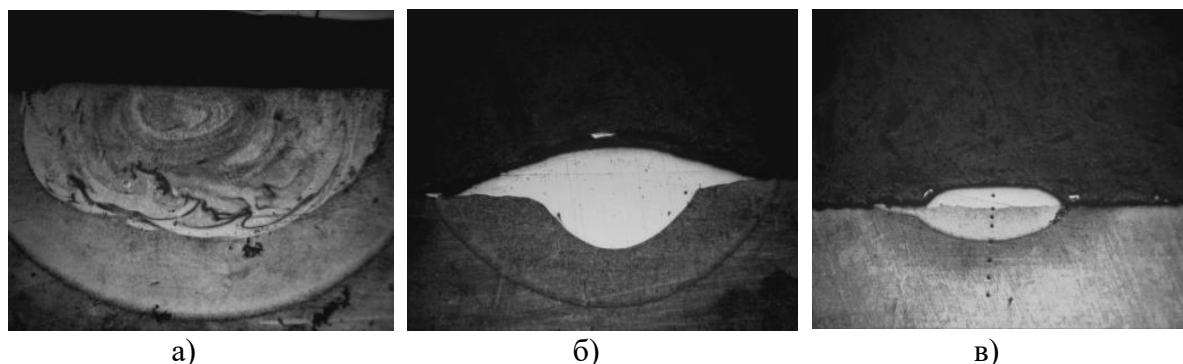


Рисунок 1. Микроструктура поверхностного слоя при использовании для легирования порошка WC (а) и Ni (б, в): а - $P=2$ кВт; $v=1$ м/мин; б - $P=1$ кВт; $v=1$ м/мин; в - $P=1$ кВт; $v=5$ м/мин.

Из рисунка 1 видно, что полной гомогенизации ванны расплава при использовании особенно химических соединений с высокой температурой плавления получить не удастся. Наблюдаются своеобразные вихри и «языки», имеющие различную степень травимости и, можно предположить, различный структурно-фазовый состав и концентрацию легирующих элементов. Это говорит о том, что при данных режимах времени существования ванны расплава и скорости его конвекции недостаточно для получения однородной структуры зоны оплавления.

Однородная структура характерна непосредственно для зон оплавления поверхностного слоя данной стали во всех режимах лазерной обработки, когда легирующий материал на поверхность не наносился. Тем не менее, такие режимы лазерного легирования с созданием гетерофазной структуры могут быть весьма перспективны для условий работы деталей при абразивном износе.

Максимальная глубина легированных слоев при мощности 1 кВт составляет ~ 350 мкм, при мощности 2 кВт – ~ 600 мкм, зона мартенситно-аустенитных превращений в твердой фазе при этом может достигать соответственно 200-250 и 300-350 мкм. В целом при увеличении плотности потока лазерного излучения возрастал объем расплавленного металла, то есть увеличивалась как глубина, так и ширина расплавленной дорожки, достигающей, например, при диаметре пятна фокусировки ~ 1,5 мм и мощности излучения 2 кВт максимальных значений ~ 2,5-3 мм.

Обращает на себя внимание факт наличия при использовании WC и V₄C достаточно ровной поверхности закристаллизовавшегося металла (рисунок 1 а), то есть малой конечной шероховатости поверхности, что может обеспечить при необходимости механической шлифовки достаточную глубину легированного слоя. Следует отметить, что при осуществлении процесса лазерного легирования, как правило, над поверхностью наблюдался светящийся факел, связанный с испарением легирующего материала и созданием паров отдачи.

Однако искривления поверхности в данном случае не наблюдается. Это говорит о том, что пары отдачи формируются только в первоначальный момент нагрева, когда расплавления материала основы еще не происходит. В противном случае наблюдался бы прогиб свободной границы расплава и ее фиксация при конечной кристаллизации. Именно в начальной стадии процесса легирования такой перегрев поверхности порошинок нанесенного материала будет более характерен для излучения с более короткими длинами волн. Напомним, что длина волны излучения волоконного лазера на порядок меньше длины волны, например, CO₂ – лазера. В связи с этим, снижается характерная глубина зоны непосредственного поглощения лазерного излучения легирующим материалом, в целом металлической поверхностью и возрастает коэффициент такого поглощения. Это в свою очередь ведет к ускорению перегрева поверхности порошинок легирующего материала, испарению и образованию факела.

Измерения микротвердости по глубине обработанных слоев показали следующее. В зоне расплава стали Hardox 600 без нанесения легирующей обмазки при различных параметрах лазерной обработки в целом дополнительного упрочнения не наблюдалось, значения микротвердости во всем диапазоне режимов варьировались в пределах 4200 – 6200 МПа, небольшое упрочнение наблюдалось в зоне закалки из твердой фазы (6200 – 7000 МПа).

В зоне отпуска микротвердость снижалась до уровня 3750 – 4200 МПа. Как отмечалось производителями данной стали, ее состав и режим термообработки позволяют создать для нее универсальный комплекс свойств, дополнительный нагрев приводит в большинстве случаев к его ухудшению. Это наблюдается и при лазерном воздействии. В частности, в режимах расплавления происходит, по-видимому, дополнительно фиксация остаточного аустенита, что снижает твердость материала.

В зоне отпуска проходят стандартные процессы превращения мартенсита в промежуточные структуры. Значительное падение микротвердости непосредственно у поверхности ($P = 1$ кВт; $v = 5$ м/мин) помимо прочего может еще обуславливаться обезуглероживанием и выгоранием других исходных легирующих элементов стали в процессе прокатки и термообработки полуфабрикатов.

Непосредственно уже проведением самого процесса лазерного легирования удается варьировать теми или иными свойствами поверхностных слоев.

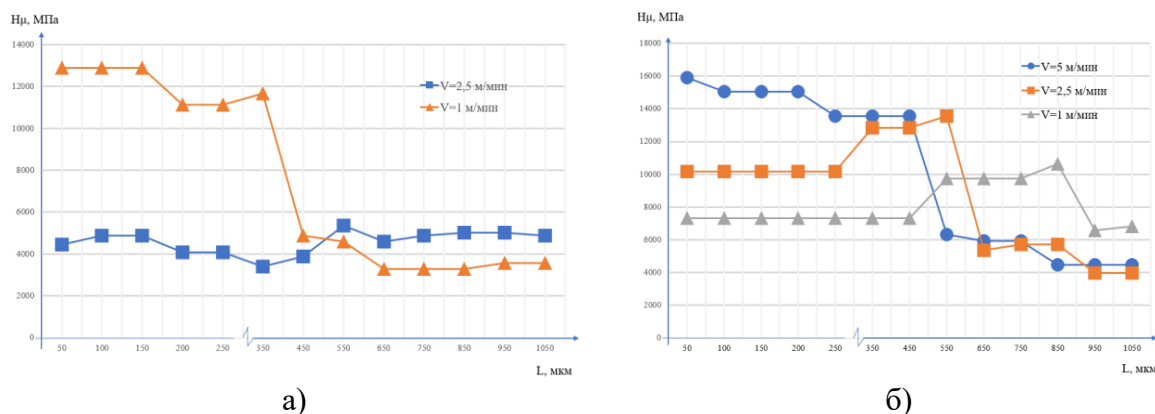


Рисунок 2. Зависимость микротвердости по глубине слоя при лазерном легировании поверхности стали Hardox 600 с использованием V_4C : а - $P = 1 \text{ кВт}$; б - $P = 2 \text{ кВт}$

Из рисунка 2 видно, что процесс легирования критичен к режимам лазерного воздействия. Так при мощности 1 кВт (рисунок 2 а) повышение твердости поверхностного слоя фиксируется при минимальной скорости 1 м/мин. В то же время при более высокой мощности $P = 2 \text{ кВт}$ (рисунок 2 б) зоны легирования с повышенной твердостью устойчиво наблюдаются во всем исследуемом диапазоне скоростей сканирования лазерным лучом. Причем с ростом глубины зоны легирования микротвердость снижается, что, по-видимому, можно связать со снижением концентрации вводимых легирующих элементов. Микротвердость слоя уже может варьироваться в диапазоне 7300 – 16000 МПа. При этом обращает на себя внимание факт более пологого поведения зависимости микротвердости по глубине поверхностного слоя в зоне отпуска при легировании порошком V_4C (рисунок 2 а) по сравнению с режимом обработки с расплавлением поверхности, но без внесения легирующего материала. При этом увеличивается и размер этой зоны.

Более своеобразная картина складывается при использовании в качестве легирующего материала порошка WC и Ni . Также, как и ранее при легировании стали 5ХНМ с применением CO_2 – лазера [1] значительного упрочнения при использовании WC нами не наблюдалось, хотя не наблюдалось и никакого порообразования. В случае с Ni наоборот наблюдалось разупрочнение легированного слоя. Тогда как на стали 5ХНМ при легировании этим элементом микротвердость в легированном слое возрастала до 7400 – 10000 МПа, а теплостойкость слоя по уровню 60 HRC достигала 550°C . Из рисунка 1 б видно, что свободная поверхность закристаллизовавшегося металла является выпуклой. Как и при легировании в случае использования V_4C влияния давления паров отдачи здесь видимо также не проявлялось, а вот влияние сил поверхностного натяжения проявилось. Именно действием значительных сил поверхностного натяжения можно объяснить стягивание расплава к центру лазерной дорожки с формированием при кристаллизации выпуклости. При этом со снижением плотности мощности лазерного излучения процесс легирования постепенно трансформируется в процесс лазерной наплавки (рисунок 1 в). При этом создаваемые слои с увеличением концентрации Ni в ванне расплава постепенно начинают проявлять все более высокую коррозионную стойкость. Такая картина, когда использовался Ni в качестве легирующего материала для стали Hardox 600, может быть связана со следующими факторами. Данная сталь близка по химическому составу с близкими значениями по концентрации со сталью 5ХНМ. Однако, сталь Hardox 600 является

борсодержащей сталью, правда концентрация бора весьма незначительна ($\leq 0,005\%$). Тем не менее, именно введение бора в таких незначительных концентрациях существенно влияет на поведение расплава при кристаллизации, что приводит к измельчению зеренной структуры. Вполне вероятно, этот фактор может оказаться важным по своему влиянию на коэффициенты смачиваемости расплавов, степень их перемешивания, суммарную величину сил поверхностного натяжения.

4. Заключение

Проведено изучение влияния ряда энергетических и технологических факторов на особенности поверхностного легирования износостойкой стали Hardox 600 на основе воздействия излучением иттербиевого волоконного лазера. В качестве легирующих материалов использовались порошки карбидов W_4C , WC и Ni . Режимы лазерной обработки подбирались в зависимости от плотности мощности лазерного излучения установки, линейных скоростей перемещения луча и диаметра лазерного пятна. Изучены геометрические размеры, структура и качество поверхностных слоев, создаваемых в результате лазерного воздействия. Показано, что процесс легирования критичен к режимам лазерного воздействия. Глубина легированных слоев при мощности 1 кВт составляет ~ 350 мкм, при мощности 2 кВт – ~ 600 мкм, зона мартенситно-аустенитных превращений в твердой фазе при этом может достигать соответственно 200-250 и 300-350 мкм. В целом при увеличении плотности потока лазерного излучения возрастал объем расплавленного металла, то есть увеличивалась как глубина, так и ширина расплавленной дорожки, достигающей, например, при диаметре пятна фокусировки $\sim 1,5$ мм и мощности излучения 2 кВт максимальных значений $\sim 2,5$ -3 мм. Обращает на себя внимание факт наличия при использовании WC и W_4C достаточно ровной поверхности закристаллизовавшегося металла, то есть малой конечной шероховатости поверхности, что может обеспечить при необходимости механической шлифовки достаточную глубину легированного слоя.

Отмечено, что для карбида W_4C при мощности 1 кВт повышение твердости поверхностного слоя фиксируется при минимальной скорости 1 м/мин. В то же время при более высокой мощности $P = 2$ кВт зоны легирования с повышенной твердостью устойчиво наблюдаются во всем исследуемом диапазоне скоростей сканирования лазерным лучом. Причем с ростом глубины зоны легирования микротвердость снижается, что, по-видимому, можно связать со снижением концентрации вводимых легирующих элементов. Микротвердость слоя может варьироваться в диапазоне 7300 – 16000 МПа.

Более своеобразная картина складывается при использовании в качестве легирующего материала порошка WC и Ni . Также, как и ранее при легировании стали 5XHM с применением CO_2 – лазера значительного упрочнения при использовании WC не наблюдалось. В случае с Ni наоборот наблюдалось разупрочнение легированного слоя. При этом со снижением плотности мощности лазерного излучения процесс легирования постепенно трансформируется в процесс лазерной наплавки. При этом создаваемые слои с увеличением концентрации Ni в ванне расплава постепенно начинают проявлять все более высокую коррозионную стойкость.

Проведено также изучение процесса легирования данной стали при более узкой фокусировке излучения, что способствовало повышению плотности мощности лазерного луча. Диаметр пятна фокусировки лазерного излучения в данном случае составлял $\sim 0,5$ мм. Зафиксировано, что зона расплава вытягивалась в виде «мыска» по направлению распространения лазерного луча, то есть начинала формироваться

начальная стадия режима «кинжального» проплавления. При этом для обоих карбидов наблюдаются зоны упрочнения, например, выше 6000 МПа для WC до глубины 13680 мкм, для W₄C – до 680 мкм. Микротвердость в приповерхностном слое может достигать 8000 – 12000 МПа и 16000 МПа соответственно, что значительно выше чем для таких же стандартных режимов легирования.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Астапчик С. А., Голубев В. С., Новикова О. В., Процкевич Л. И., Чеботько И. С. Лазерное легирование сталей с использованием порошковых материалов./ Весті АН БССР, сер. фізика-тэхнічных навук. – 1989, №4. – С.7-13.
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.
3. Астапчик, С. А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. – Минск: Белорусская наука, 2008. – 252 с.
4. 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.
5. Девойно, О. Г. Технология формирования износостойких поверхностей лазерным легированием / О. Г. Девойно. – Минск: Технопринт, 2001. – 180 с.
6. Бернацкий, А. В. Лазерное поверхностное легирование стальных изделий (Обзор) / А. В. Бернацкий // Автоматическая сварка. – 2013, №. 12. – С. 3 – 10.
7. В. С. Голубев, И. И. Вегера, О. Чернашеюс, В. В. Чаевский. Лазерная обработка материалов с изменением химического состава поверхностного слоя. / Вестник БарГУ, сер. Технические науки – 2019, Т.7. – С.34-42

Поступила в редакцию 05.02.2024