

Journal Devoted to Vacuum, Surfaces, and Films, 2006, 24 (5), pp. 1795–1801.

10. Бржозовский, Б.М., Мартынов, В.В., Зинина, Е.П., Плешакова, Е.С. Анализ возможностей формирования диссипативных структур в поверхностном слое рабочей части металлорежущего инструмента // Научные технологии в машиностроении. – 2015. – № 9(51). – С. 28–37.

REFERENCES

1. Budinski K.G. Surface Engineering for Wear Resistance. – Published by Prentice-Hall, 1988. – 420 p.
2. Bochnowski W. The influence of arc plasma electric and laser treatment on the structure and properties of the high speed steel // *Archives of Foundry Engineering*, 2009, vol. 9, no. 3, pp. 17-20.
3. Simulation of Heat Transfer in Reversed Polarity Current Plasma Surface Heat Treatment / Yuri Dmitrievich Shitsyn, Dmitry Sergeevich Belinin, Sergey Dmitrievich Neulybin, Dmitry Nikolaevich Trushnikov // *Journal of Multidisciplinary Engineering Science and Technology (JMEST)*, 2015, vol. 2, no. 5, pp. 1166-1168.
4. Combined vacuum plasma surface treatment for increase of durability of face milling cutters from high-speed steel: Kombinierte Oberflächenbehandlung durch Vakuum-Plasmatechnik zur Erhöhung der Lebensdauer von Planfräsern aus Schnellerbeitstah / S. Grigoriev, M. Volosova, Y. Melnik, N. Cherkasova // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2015, vol. 46, no. 1. pp.10-15.

5. Grigoriev S.N., Metel A.S., Fedorov S.V. Modification of the structure and properties of high-speed steel by combined vacuum-plasma treatment // *Metal Science and Heat Treatment*, 2012, vol. 54, no. 1–2, pp. 8–12.

6. Dearnaley G. Ion Implantation and Ion Assisted Coatings for Wear Resistance in Metals // *Surf. Eng.*, 1986, vol.2, pp. 213–221.

7. Grigoriev S.N., Melnik Yu.A., Metel A.S. Gas discharge source of metal vapor and fast gas atoms // *Instruments and Experimental Techniques*, 2013, vol. 56, no 3, pp. 358–364.

8. Grigoriev S.N., Metel A.S., Volosova M.A., Melnik Y.A. Surface hardening by means of plasma immersion ion implantation and nitriding in glow discharge with electrostatic confinement of electrons // *Mechanics and Industry*, 2015, vol. 16, no. 7, 6 p.

9. Previous heat treatment inducing different plasma nitriding behaviors in martensitic stainless steels / C.A. Figueroa, F. Alvarez, D.R.G. Mitchell, G.A. Collins, K.T. Short // *Journal of Vacuum Science and Technology Part A: International Journal Devoted to Vacuum, Surfaces, and Films*, 2006, 24 (5), pp. 1795–1801.

10. Brzhozovsky, B.M., Martynov, V.V., Zinina, E.P., Ple-shakova, E.S. Analysis of possibilities in dissipative structure formation in surface layer of cutter working part // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2015. – № 9(51). – pp. 28–37.

Рецензент д.т.н. А.И. Болдырев

УДК 621.785
DOI: 10.12737/24960

А.Е. Балановский, д.т.н.,
Ву Ван Гюи, аспирант
(Иркутский национальный исследовательский технический университет,
Россия, 664074, г. Иркутск, ул. Лермонтова, 83)
E-mail: huy241989@gmail.com

Технологическое повышение качества поверхности деталей с плазменной цементацией

Рассмотрена новая технология насыщения поверхности металла углеродом из паст, обмазок с использованием плазменной дуги. Представлена последовательность изготовления коллоидного графитового раствора для процесса плазменной поверхностной цементации. Изучено изменение поверхности после плазменной цементации с использованием нового поколения графитового состава.

Ключевые слова: плазменная цементация; паста; цементация; диффузия; микротвердость; микрорельеф; шероховатость.

A.E. Balanovsky, D. Eng.,
 Vu Van Guy, Post graduate student
 (Irkutsk National Research Technical University, 83, Lermontov Str, 664074 Irkutsk, Russia)

Technological quality increase in surfaces of parts with plasma carbonization

In the paper there is considered a new paper of plasma carbonization with the use of a graphite coating consisting of graphite, liquid glass and others. A procedure of coating production and the fulfillment of the experiment on coating and melting are shown. A new mechanism of carbon diffusion from coating into metal under the influence of plasma electric arc is offered. The character of surface micro-relief changes after carbonization is analyzed. When using the mentioned method of carbonization it is possible to increase micro-hardness of steel St3 4-5 times (up to 12000 MPa). The depth of a carbonized layer is within the limits of 50-200 μm (in the mode without surface melting) and 300 - 3000 μm (in the mode of surface melting). It is shown that the application of liquid glass at the coating formation has a positive effect on surface roughness with the increase of liquid glass quantity roughness decreases.

Keywords: plasma carbonization; paste; carbonization; diffusion; micro-hardness; micro-relief; roughness.

Обработка поверхности деталей машин и инструментов высококонцентрированными источниками нагрева – плазменной струей и дугой, лазерным лучом, электронным лучом в настоящий момент является самостоятельной наукоёмкой технологией среди других методов упрочнения поверхностных слоев металлов [1, 2].

Благодаря высокой удельной мощности ($>10^8$ Вт/м²) [2,3] создаются условия сверхскоростного локального нагрева и охлаждения за счет отвода тепла вглубь материала [1, 2], в результате чего поверхностный слой обладает высокой твердостью, а сердцевина изделия остается пластичной и вязкой, что обеспечивает высокую износостойкость и одновременно стойкость к динамическим нагрузкам.

В последние годы, благодаря работам А.Е. Балановского, В.А. Короткова, Л.К. Лещинского, Е.Н. Сафонова, С.С. Самотугина и др. авторов и внедрению конкретных технологий плазменного упрочнения в производство инструмента [5], а также в поверхностное упрочнение боковой поверхности рельса и бандажей локомотивов, плазменная поверхностная обработка получила широкое распространение в промышленности [1, 5].

В работах [1 – 3] рассмотрены вопросы насыщения поверхностных слоев сталей и сплавов легирующими элементами при обработке концентрированными потоками энергии.

В работе [1] показано, что в процессе плазменной поверхностной закалки с использованием углекислого газа в качестве плазмообразующего газа вместе с нагревом протекает насыщение поверхности углеродом. Такая раз-

новидность поверхностного упрочнения называется плазменной цементацией. Данный метод обработки имеет ряд преимуществ по сравнению с другими традиционными способами цементации (высокая производительность, отсутствие деформации, отсутствие ограничения по конфигурации и размерам обрабатываемой детали и т.д.)

Плазменная цементация с использованием углеродосодержащих паст впервые рассмотрена в работах [5] и продолжена в работах [1, 6]. В работах с использованием лазерного поверхностной цементации [3] и электронно-лучевой поверхностной цементации [7] рассмотрены возможности микро- и макроплавки поверхностных слоев с использованием углеродосодержащих паст и обмазок.

Сущность данных методов заключается в нанесении на поверхность деталей углеродосодержащей обмазки или покрытия, которое оплавляется под воздействием концентрированного потока энергии (лазер, электронный луч, плазменная дуга (струя)). Под действием газодинамической силы плазменной струи (дуги) происходит интенсивное перемешивание жидкого металла с углеродом и при последующей кристаллизации образуется легированный слой с большим количеством углерода [1].

В работах [1, 5] показано, что плазменная цементация из твердой фазы возможна только с оплавлением поверхности, т.е. с образованием жидкой ванны металла, как при наплавке. В связи с этим, упрочненную таким способом деталь необходимо подвергать дополнительной финишной механической обработке.

В работе [6] авторы предложили новый состав углеродосодержащего покрытия (на основе жидкого стекла и графита) для нанесения на поверхности деталей машин и инструментов в сочетании с новым составом плазмообразующего газа (смесь аргона и углекислого газа), что позволяет насыщать поверхность металла углеродом без образования жидкой сварочной ванны.

Известны экспериментальные работы по изучению диффузии углерода с поверхности в объём металла через переходный слой карбидов, образующийся на поверхности [8].

Используя принцип аналогии, предлагается следующий механизм насыщения поверхности металла углеродом через переходный слой карбидов. В этом технологическом процессе переходный карбид железа образуется на границе раздела «твёрдое тело – газ». Углерод из переходного карбида железа легко диффундирует в железо в атомарном виде, при этом углекислый газ используется с одной стороны, как источник дополнительного углерода, а с другой стороны, как активатор диффузионных процессов на поверхности раздела «газ (плазма) – твёрдое тело» для увеличения глубины и ширины цементированного слоя зоны. При таком сочетании новых технологических признаков, углерод будет проникать в металл через тонкую жидкую пленку поверхности металла без образования жидкой ванны.

Целью данной статьи является исследование механизма насыщения поверхности металла углеродом и изменения поверхности в процессе плазменного нагрева согласно предложенной гипотезе.

Материалы и оборудование. Для однозначного фиксирования явления поверхностного насыщения углеродом выбрали малоуглеродистую сталь Ст3, сталь Ст20 не склонные к поверхностной закалке на высокую твердость [1, 2].

В качестве твёрдого покрытия использовали пасту следующего состава: графит, жидкое стекло, вода, масло. Жидкое стекло растворяется в воде, и после сушки образуется с порошком графита коллоидный раствор. На рис. 1 приведена схема процесса изготовления графитового покрытия и последующей плазменной обработки.

Плазменный нагрев выполнялся на установке, которая включает источник питания Kempi PSS5000, встроенный осциллятор для поджига дуги, пульт дистанционного управления, цифровой анализатор (для снятия значений силы тока и напряжения), систему ох-

лаждения, баллонную установку с плазмообразующими газами (аргоном, углекислым газом), плазматрон и штатив. Штатив оснащен зажимными устройствами, которые позволяют закреплять плазматрон и менять высоту дугового промежутка. Также установка имеет механизм перемещения с линейной скоростью от 2 до 15 мм/с.

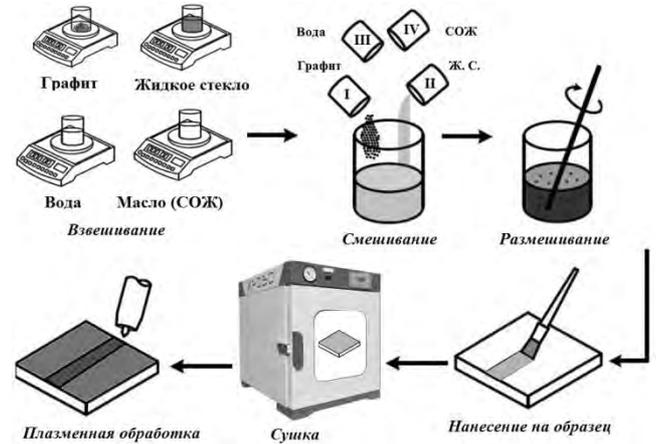


Рис. 1. Схема процесса плазменной цементации

Визуализацию процесса насыщения поверхностного слоя углеродом фиксировали цифровой зеркальной камерой -á SONY 350 и высокоскоростной камерой PCO.1200с по методике, изложенной в работе [9].

Для подготовки и изучения микрошлифов использовалось следующее оборудование: автоматический отрезной станок «Полилаб Р100А» для резки металлографических и петрографических образцов. Для запрессовки образцов использовался пресс «Полилаб С50А». Для полировки поверхности микрошлифов использовался шлифовально-полировальный станок «Полилаб П12М».

Микротвердость измерялась на приборе «ПМТ- 3». Микроструктура исследовалась с помощью оптического микроскопа «МЕТ-2», растрового электронного микроскопа JEOL JVB-4501. Шероховатость поверхности измерялась на профилометре Taylor Hobson Form Talysurf i200 и оптическом профилометре BrukerContour GT-K1.

Результаты экспериментов и обсуждение. Известно [1], что регулируя основные технологические параметры плазменного нагрева (величину тока плазменной дуги, скорости перемещения плазматрона) можно реализовывать различные методы поверхностного насыщения: поверхностную химико-термическую обработку в твердом состоянии (без оплавления) и поверхностную химико-

термическую обработку из жидкого состояния (с оплавлением поверхности).

При нагреве высококонцентрированной плазменной струей поверхностное оплавление с сохранением ванны жидкого металла возможно только в узком диапазоне режимов обработки: при нагреве поверхностного слоя до температуры $T_{пл}...T_{пл}+100$ °С [10]. В этом случае глубина оплавленной зоны не превышает 100 мкм, т.е. можно говорить лишь о поверхностном микрооплавлении.

При повышении энергозатрат и соответственно температуры нагрева происходит расплавление значительных объемов металла, увеличение объема жидкой ванны, газодинамического воздействия плазменной струи над силами поверхностного натяжения, в результате происходит выплеск части расплавленного металла [1, 6].

Глубина зоны плазменного макрооплавления может достигать 1 мм, однако, при этом примерно такую же глубину имеет лунка от всплывшегося металла, что резко ухудшает качество поверхности и требует дополнительной механической обработки. Следовательно, по мнению авторов [10] плазменное упрочнение с макрооплавлением поверхности можно применять лишь в ограниченных случаях, например, при необходимости увеличения глубины упрочненного слоя или создании специального поверхностного рельефа.

В нашем случае нагрев металла осуществляется плазменной дугой через углеродосодержащее покрытие и, большая часть тепловой мощности будет идти на нагрев и плавление покрытия [1]. Естественно, что в процессе нагрева покрытия тепло за счет теплопроводности будет распространяться и в поверхностный слой металла, нагревая его до температур фазовых и структурных превращений.

Регулируя тепловую мощность плазменной дуги и скорость обработки, возможно подобрать оптимальные режимы насыщения поверхностного слоя. Проведенные исследования позволили определить оптимальные режимы тепловой мощности плазменной дуги $P = 2...3$ кВт и линейной скорости обработки 3...4 мм/с. Оптимальная толщина покрытия – 1...1,5 мм.

При соблюдении данных режимов обработки оплавления поверхности не наблюдается. После плазменной обработки без оплавления поверхности на поверхности детали образуется белая полоса с высокой твердостью (до 10 000...12 000 МПа). При этом не наблюдается оплавление поверхности.

На рис. 2 показан поперечный шлиф с разными увеличениями упроченной дорожки и с распределением микротвердости по глубине.

Анализ рис. 2 показывает, что после обработки твердость упроченной зоны значительно повышается до 9000 МПа по сравнению с исходными значениями твердости Ст3 (1500...1700 МПа). Высокая твердость поверхностного слоя связана с насыщением ее углеродом. Известно, что после плазменной и лазерной закалки твердость Ст3 не превышает 4000...4300 МПа [1, 2].

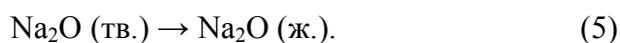
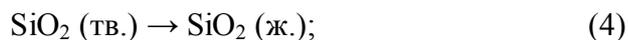
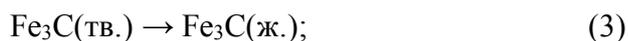
С учетом приведенных выше результатов, а также исследований проведенных ранее [1, 6] и анализов результатов работ других авторов [2, 3, 7, 8] предлагается следующий механизм насыщения углеродом поверхностного слоя в процессе плазменного нагрева.

На рис. 3 представлен механизм диффузии углерода в процессе плазменной поверхностной цементации, который состоит из нескольких стадий.

Стадия 1: *Стадия нагрева*. На этой стадии происходит возбуждение и формирование плазменной дуги. Газ аргона под действием электрического разряда на стадии возбуждения плазменной дуги ионизируется, и образуется плазма.

В результате высокого теплосодержания плазменной дуги и под действием высокой температуры жидкое стекло испаряется, и компоненты входящие в состав стекла распадаются по реакции (1) с образованием карбида железа (2). При этом карбид железа имеет температуру плавления в пределах 1200...1500 °С, оксид кремния – 1600 °С, под действием тепла данный карбид и оксиды кремния, натрия превращаются в жидкое состояние на поверхности металла (3) – (5).

При этом нагрев поверхностного слоя металла плазмой уже осуществляется через эту жидкую пленку:



В дальнейшем происходит распад оксида кремния, натрия, воды и протекает по реакциям (9) – (11), а взаимодействия оксида кремния, натрия, воды с углеродом по реакциям (6) – (8):

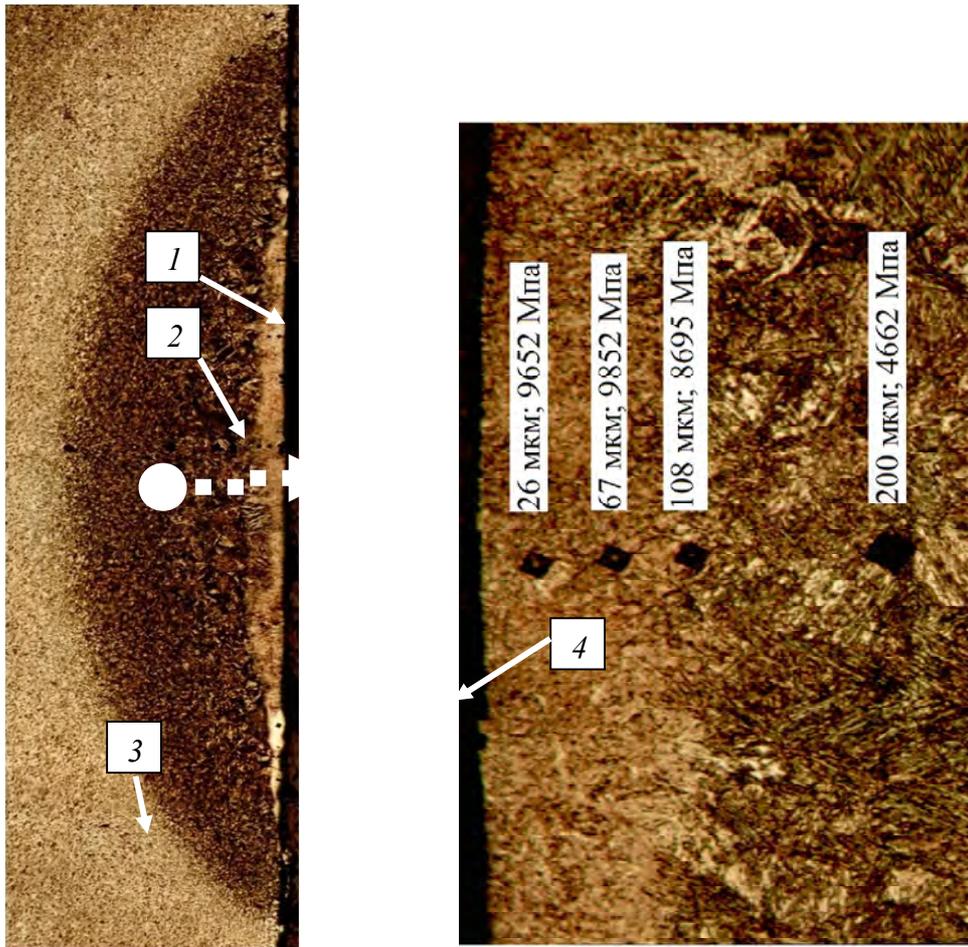
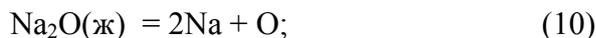
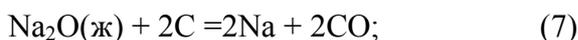
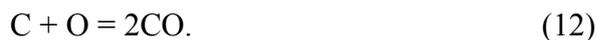


Рис. 2. Поперечный профиль цементированного поверхностного слоя Ст3 после плазменной цементации: 1 – цементированный слой; 2 – зоны термического влияния; 3 – основная структура; 4 – мартенсит (×500)



Образовавшийся кислород соединяется с углеродом, образуется угарный газ (10).

В данном случае за счет избытка углерода углекислый газ не образуется.



Повышение концентрации угарных газов приводит к образованию атомарного углерода по реакции (13).



Стадия 2. *Стадия диффузии.* В результате взаимодействия плазменной дуги с покрытием на поверхности образуется жидкий слой карбидов железа, над которым располагается жидкий слой оксидов кремния, натрия. Обра-

зовавшийся в этой зоне нагрева атомарный углерод и углерод покрытия проникают в металл через слой карбидов железа.

Стадия 3: *Стадия охлаждения.* На заключительной стадии происходит охлаждение насыщенного поверхностного слоя металла. В зависимости от условия охлаждения, состава покрытия образуются различные типы структуры.

На рис. 4 (см. обложку) представлен процесс поверхностного насыщения углеродом поверхности металла. Видно, что на поверхности покрытия имеются сильно нагретые участки (до белого каления) и участки, нагретые до температуры 800...900 °С [9].

Обработка программным продуктом ACD See-7C полученных цветных фотографий по методике работ [9] показала, что над пятном нагрева располагается область интенсивно испаряющегося покрытия, что, по всей видимости, и создает углеродный потенциал насыщающегося газа. Плазменная дуга имеет две области газа: 2/3 столба – это аргон и 1/3 столба – угарный газ, в котором и образуется атомарный углерод.

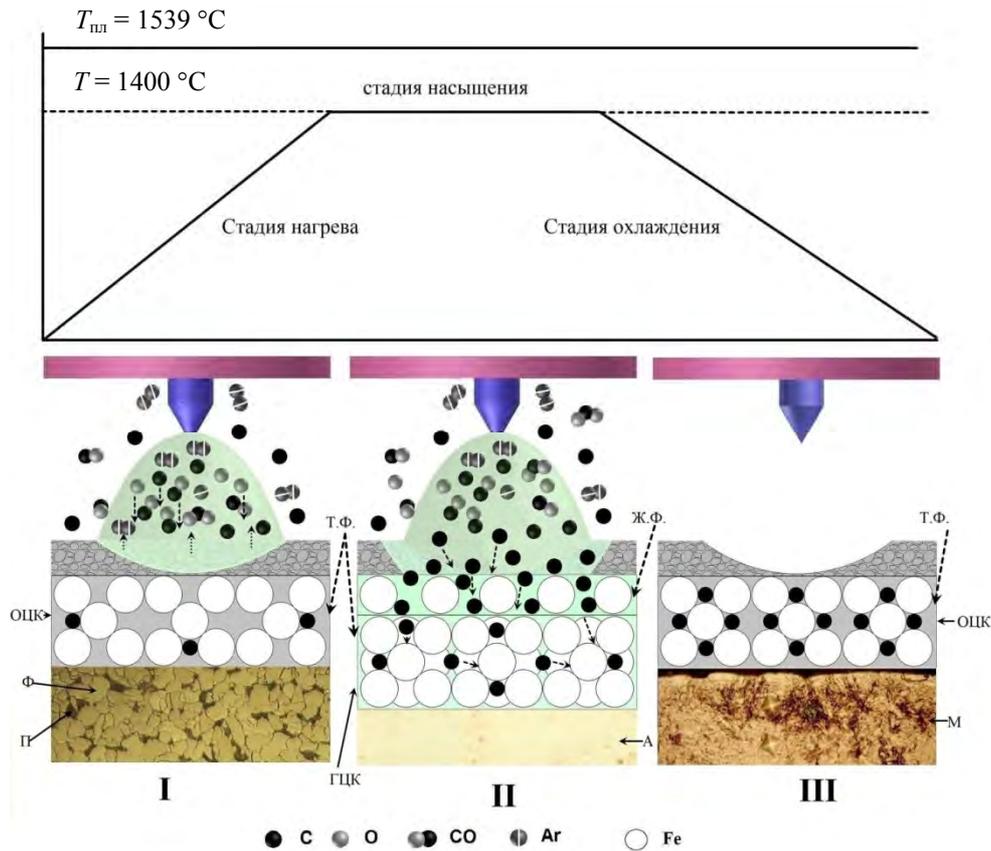


Рис. 3. Предлагаемый механизм диффузии углерода в процессе плазменного цементирования

Проведенные исследования показали, что использование в качестве основного насыщающегося компонента графита позволяет снизить электрическое сопротивление на границе контакта пятна нагрева плазменной дуги и покрытия, и создать атмосферу над поверхностью металла, имеющую избыточный углеродный потенциал.

Другой положительный момент заключается в том, что механическая прочность покрытия достигается тем, что в качестве связующего используется клеящая масса на основе жидкого стекла и простата. Это в несколько раз повышает механическую прочность покрытия и увеличивает сцепление с основой [1].

Все эти положительные факторы позволяют обеспечить стабильность горения плазменной дуги между срезом сопла плазматрона и поверхностью детали.

На рис. 5 (см. обложку) показаны поверхности образцов до обработки и после плазменной цементации с использованием пасты с 20 %-ным содержанием графита.

На рис. 5, а показаны различные неоднородности в виде впадин и выступов, образованных после удаления оксидной пленки при шлифовании. Параметр шероховатости поверхности до плазменной обработки находил-

ся в пределах $Ra = 0,7...0,9$ мкм. На рис. 5, в наблюдается след от микроплавления поверхности, и видны остатки покрытия.

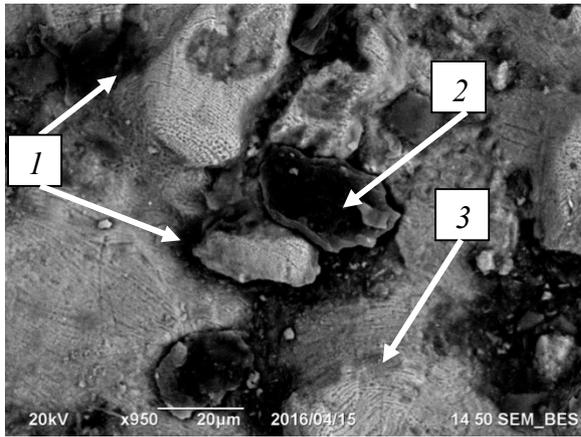
Проведенные исследования показали, что шероховатость в площади упрочнённой дорожки повышается от центра к краям (рис. 6, см. обложку).

Это соответствует распределению температуры катодного пятна дуги в процессе горения [1].

Известно, что, в процессе воздействия плазмы, в центре пятна нагрева температура максимальна [9], тогда процесс образования жидкой пленки (Fe_3C , SiO_2 и Na_2O) происходит более интенсивно. Образованные микрокапли жидкости растекаются по поверхности, за счет этого образуется гладкая однородная поверхность в середине упрочнённой поверхности и шероховатость данной зоны меньше, чем у крайних зон.

На периферии пятна нагрева не хватает тепла для полного плавления всех образующихся оксидов. В этих периферийных областях происходит частично оплавление оксида кремния и образованного карбида железа.

В данной зоне наблюдаются впадины в виде пор неправильной и правильной формы (рис. 7, что обусловлено размерным фактором частиц графита в составе покрытия).



а)



б)

Рис.7. Поверхность крайних зон дорожки упрочнения после плазменной цементации:

а – после обработки с покрытием 80 % (по массе) графит; *б* – после обработки с покрытием 20 % (по массе) *1, 4* – впадина, *2* – графит, *3, 6* – цементит, *5* – жидкое стекло в твердом состоянии (после действия тепла)

Порошок графита неоднороден и имеет частицы разного размера с различными формами, которые нагреваются, плавятся и испаряются по-разному в пятне нагрева. В этом случае происходит образование пор в оплавленном слое, связанное с неполным растворением графита в расплаве ввиду очень высокой скорости нагрева и кристаллизации.

Микропузырьки газов, выделяющиеся из глубинных слоев расплава, адсорбируются на оставшихся частицах графита. Наибольшее количество пор образуется при высокой скорости обработки. В свою очередь, и сам поток плазмы, нагревающий покрытие, неоднороден по температуре в пятне нагрева [1, 9]. Поэтому нагретые, но не расплавившиеся крупные частицы порошка покрытия остаются на поверхности жидкой пленки, образуя несплошности (рис. 7, *а*).

Кроме того, при использовании покрытия с большим количеством жидкого стекла, механизм образования впадин в крайних зонах

обеспечивается уже за счет сил поверхностного натяжения жидкого стекла на границе твердое тело – жидкость. Жидкое стекло в этом месте нагревается до температуры ниже температуры плавления и превращается в твердую шлаковую корку (рис. 7, *б*). По всей видимости, это обуславливает повышение шероховатости данных зон.

Распределение несплошностей по поверхности упрочнённой зоны примерно соответствует распределению частиц с большими размерами в покрытии, хотя размеры несплошностей значительно меньше, чем размеры частиц исходного порошка.

Кроме наблюдаемых несплошностей на поверхности упрочнённой зоны визуально фиксируются отдельные выступы, являющиеся остатком металла исходной поверхности не подверженной нагреву.

Микроструктурные исследования показали, что структура данных выступов характеризуется большим количеством цементита (рис. 8).

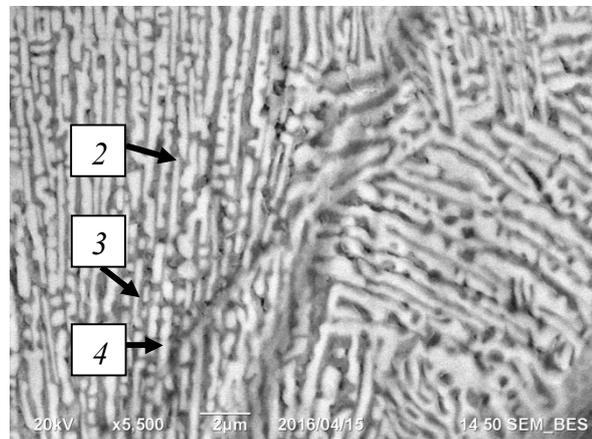
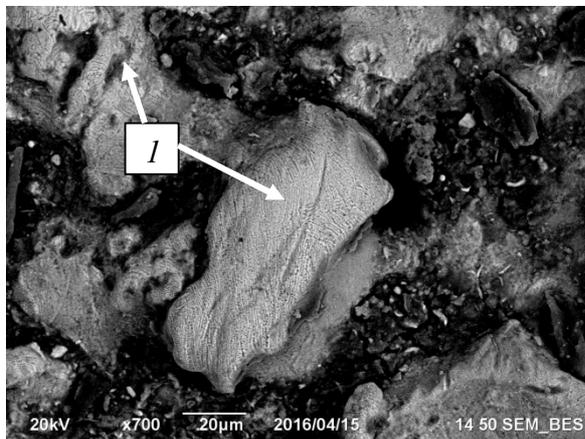


Рис. 8. Микроструктура поверхности после плазменной цементации:

1 – выступы с избыточным количеством цементита; *2* – цементит ледебурита; *3* – первичный цементит; *4* – перлит

На рис. 9. приведен график изменения шероховатости поверхности после плазменной цементации с пастой при различных количествах жидкого стекла. Из рисунка видно, что с увеличением количества жидкого стекла и уменьшением доли графита явление образования микро-капель жидкости происходит более интенсивно, за счет этого шероховатость

улучшается до значений, которые приближаются к исходному значению микронеровности поверхности после шлифовки ($Ra = 0,7...0,8$ мкм). При дальнейшем повышении доли жидкого стекла процесса насыщения не происходит или происходит частично, глубина диффузионного слоя снижается.

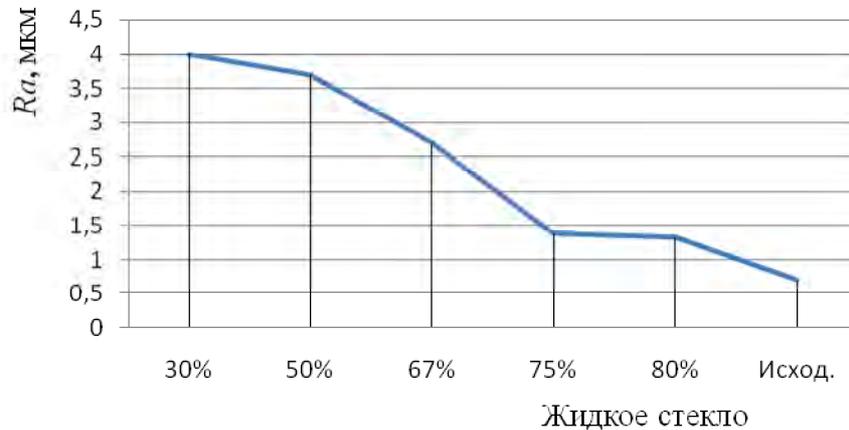


Рис. 9. Изменение шероховатости поверхности в зависимости от количества жидкого стекла в покрытии при токе 90А

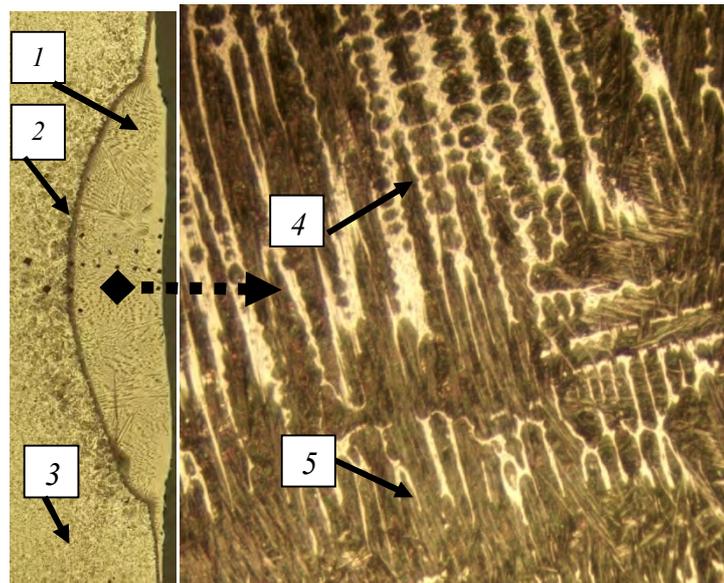


Рис. 10. Плазменная цементация с оплавлением поверхности:

- а – поперечный шлиф при режиме с оплавлением поверхности после травления 5 % раствором в спирте ($\times 50$);
- б – цементированная зона после глубокого травления раствором HNO_3 5% + $FeCl_3$ 0.1 М;
- 1 – упроченная зона; 2 – границы перехода твердая фаза – жидкая фаза (оплавления); 3 – основная структура;
- 4 – дендриты из остаточного аустенита; 5 – цементит

Дополнительно к проведенным исследованиям по плазменной цементации в режиме микрооплавления были проведены работы в режиме макрооплавления поверхности. По мнению авторов, образование большой и глубокой жидкой ванны в процессе плазменной

поверхностной цементации позволяет значительно увеличить глубины цементации и упрочения в целом до 3 мм [1].

Это расширяет возможность применения данной технологии для обработки различных деталей машин и инструментов с целью повы-

шения их износостойкости.

На рис. 10 приведен поперечный шлиф металлического образца после плазменной обработки с макроплавлением поверхности (мощность плазменной дуги составляла 4 кВт). Видно, что в условиях режима плазменной цементации макроплавления поверхности, глубина упрочнения значительно увеличивается.

Представленные выше результаты исследований не окончательные и требуют продолжения исследований в этом направлении с целью оптимизации состава углеродосодержащих паст, определения оптимального соотношения жидкой компоненты (основного металла и покрытия) в процессе плазменного нагрева с учетом механизма насыщения.

В дальнейшем предполагается провести испытания механических свойств полученных данным способом образцов и выполнить эксплуатационные испытания на конкретных изделиях.

Выводы

1. Разработанный новый метод плазменного поверхностного насыщения поверхности металла углеродом позволяет увеличить микротвердость стали Ст3 в 4–5 раз (до 12 000 МПа), при этом параметр шероховатости после обработки находится в пределах $Ra\ 2...5$ мкм (в режиме без оплавления). Глубина упрочнения находится в пределах 50...200 мкм (в режиме без оплавления) и 300...2000 мкм (в режиме оплавления). Длительность насыщения поверхностного слоя углеродом составляет 0,1...1,0 с.

2. Регулируя соотношения компонентов, входящих в состав углеродосодержащего покрытия, можно получить различную шероховатость поверхности.

3. Представлена рабочая гипотеза механизма диффузии углерода через переходную стадию с образованием поверхностного карбида железа, что позволяет объяснить результаты цементации без оплавления поверхности металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Балановский, А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. – 180 с.
2. **Григорьянц, А.Г.** Лазерные технологии в машиностроении // *Научно-технические технологии в машиностроении*. – 2011. – № 2(02). – С. 14–22.
3. **Чудина, О.В.** Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного на-

грева. Теория и технология. – М.: МАДИ (ГТУ), 2003. – 248 с.

4. **Балановский, А.Е.** Плазменные технологии в промышленности: состояние и перспективы // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2007. – № 6. – С. 9–14.

5. **Скрипкин, А.А., Нещетаев, В.А., Щербаков, В.Е., Миненко, Н.Ю.** Получение теплостойких слоев на стали 20 с использованием плазменного нагрева // *Сварочное производство*. – 1992. – № 11. – С. 15–17.

6. **Ву Ван Гюи., Балановский А.Е.** Пароводяная плазменная цементация в твердой фазе на установке MULTIPLAZ 3500 // *Инновации в науке*. – 2015. – № 51-1. – С. 95–102.

7. **Лосинская, А.А.** Формирование высокоуглеродистых слоев на стали и их закалка с использованием мощного электронного пучка, выведенного в атмосферу // *Перспективы науки*, – 2013. – № 10 (49). – С. 7–10.

8. **Галь Н.Р., Рутков Е.В., Тонтегоде А.Я.** Диффузия углерода между объемом и поверхностью(100) молибдена // *ЖТФ*. – 2002. Т.72. – №4. – С. 113–119.

9. **Балановский, А.Е.** Возможности цифровой визуализации процесса нагрева и плавления металла при дуговом разряде с неплавящимся электродом // *Сварочное производство*. – 2016. – № 6. – С. 31–40.

10. **Самотугин, С.С., Соляник, Н.Х., Пуйко, А.В.** Свойства инструментальных сталей при плазменном упрочнении с оплавлением поверхности // *Сварочное производство*. – 1994. – № 11. – С. 20–24.

REFERENCES

1. Balanovsky, A.E. *Metal Surface Plasma Strengthening*. – Irkutsk: Publishing House of IrSTU, 2006. – pp. 180.
2. Grigoriyants, A.G. Laser technologies in mechanical engineering // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2011. – № 2(02). – pp. 14–22.
3. Chudina, O.V. *Combined Methods of Steel Surface Strengthening with Laser Heating Use. Theory and Technology*. – М.: MARI (STU), 2003. – pp. 248.
4. Balanovsky, A.E. Plasma technologies in industry: state and outlooks // *Blank Production in Mechanical Engineering*. – 2007. – № 6. – pp. 9–14.
5. Skripkin, A.A., Netsvetaev, V.A., Shcherbakov, V.E., Minenko, N.Yu. Manufacturing heat-resistant layers of steel 20 using plasma heating // *Welding Engineering*. – 1992. – № 11. – pp. 15–17.
6. Vu Van Guy., Balanovsky A.E. Steam conducting plasma carbonization in solid phase on MULTIPLAZ 3500 plant // *Innovation in Science*. – 2015. – № 51-1. – pp. 95–102.
7. Losinskaya, A.A. Formation of high-carbon layers on steel and their hardening using power electronic beam led out in atmosphere // *Promising Sciences*, – 2013. – № 10 (49). – pp. 7–10.
8. Gal N.R., Rutkov E.V., Tontegode A.Ya. *Carbon Diffusion between Volume and Surface (100) of Molybdenum* // *ZhTF*. – 2002. Vol.72. – №4. – pp. 113–119.
9. Balanovsky, A.E. Possibilities of digital visualization of heating and metal melting at arc discharge with non-consumable electrode // *Welding Engineering*. – 2016. – № 6. – pp. 31–40.
10. Samotugin, S.S., Solyanik, N.Kh., Puiko, A.V. Tool steel properties at plasma strengthening with surface melting // *Welding Engineering*. – 1994. – № 11. – pp. 20–24.

Рецензент д.т.н. А.М. Марков