

УДК 621.793

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МИКРОДУГОВОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ И БОРИРОВАНИЯ СТАЛИ НА СТРОЕНИЕ ДИФфуЗИОННОГО СЛОЯ

*Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор кафедры
«Физическое и прикладное материаловедение» (yurimd@mail.ru)
Степанов М.С., к.т.н., доцент кафедры «Управление
качеством» (stepanovms@yandex.ru)*

Донской государственный технический университет
(344010, Россия, Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

Аннотация. Интенсификация цементации и борирования стальных деталей достигается с помощью микродугового поверхностного легирования. Для цементации детали погружают в угольный порошок с последующим пропусканием электрического тока. Для одновременного борирования используется обмазка, содержащая диффузант. Ускорение диффузии достигается с помощью воздействия микродуговых разрядов на поверхность стали. Целью работы являлось исследование влияния параметров диффузии на толщину, структуру и фазовый состав покрытий. Образцы изготавливали из стали 20. Поверхностная плотность тока составляла 0,45 – 0,53 А/см², продолжительность процесса 2 – 8 мин. В начале нагрева температура образцов возрастает, а затем стабилизируется на уровне 930 – 1250 °С из-за прекращения микродугообразования при выгорании угольных частиц. После цементации на поверхности образуется эвтектидная смесь, далее расположена зона с феррито-перлитной структурой, переходящая в исходную структуру. Наибольшая толщина слоя (60 – 390 мкм) достигается через 6 – 7 мин нагрева и далее не увеличивается из-за снижения углеродного потенциала при выгорании угольных частиц. При борировании получена аналогичная зависимость: наибольшая толщина слоя (60 – 340 мкм) достигается через 6 – 7 мин и далее не увеличивается из-за истощения источника диффузанта в обмазке. При плотности тока 0,45 А/см² слой состоит из основы (дисперсной феррито-карбидной смеси), в которой расположены мелкодисперсные включения боридов железа и карбида бора. При плотности тока 0,49 и 0,53 А/см² слой имеет гетерогенную структуру, в основе расположены участки высокотвердой боридной эвтектики. При большой плотности тока диффузия углерода и бора по границам зерен образует тройную эвтектику Fe–C–B. При меньшей плотности тока температура поверхности ниже температуры образования эвтектики, поэтому гетерогенная структура покрытия не формируется. Полученные результаты позволяют выбирать режимы микродугового нагрева для получения требуемых параметров диффузионного слоя.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, диффузионное поверхностное насыщение, микродуговое поверхностное легирование, микродуговая цементация и борирование, микроструктура диффузионного слоя, толщина диффузионного слоя, фазовый состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-11-12-929-934

ВВЕДЕНИЕ

Цементация и борирование широко применяются в современном машиностроении с целью повышения поверхностной твердости и износостойкости стальных изделий [1 – 5].

Традиционные процессы диффузионного насыщения стали углеродом, хромом, бором и другими легирующими элементами имеют большую продолжительность. В настоящей работе предложены методы интенсификации таких процессов, основанные на использовании электрофизического воздействия на материал [6 – 17]. Одним из таких методов является микродуговое поверхностное легирование, при котором изделие погружают в металлический контейнер, заполняемый свободным насыпом угольным порошком с размером частиц 0,4 – 0,6 мм, после чего пропускают электрический ток в цепи источник питания – контейнер – порошок – стальное изделие [18 – 22].

Насыпная плотность порошковой среды составляла 0,81 г/см³, а коэффициент заполнения контейнера частицами угля – 51 % (по объему).

Протекание тока в угольном порошке приводит к образованию в нем микродуговых разрядов, которые концентрируются вокруг изделия с образованием микродугового ореола. Это способствует быстрому нагреву изделия. Установлено, что основным фактором, влияющим на процесс микродугового нагрева, является плотность электрического тока на поверхности стали, определен рациональный интервал его значений: от 0,4 до 0,6 А/см². При меньшей плотности тока не обеспечивается образование микродугового ореола вокруг изделия, при большей – возможно образование макродуг и оплавление обрабатываемой поверхности.

В результате термического разложения угольного порошка в контейнере образуется насыщающая атмосфера на основе оксида углерода СО и поэтому при микродуговом легировании всегда происходит науглероживание поверхности стали. Для одновременного диффузионного насыщения углеродом и другими легирующими элементами с целью получения многокомпонентных покрытий на обрабатываемую поверхность предварительно наносится обмазка, содержащая необ-

ходимый диффузانت. В работах [18 – 22] доказана возможность применения этого метода для ускоренного формирования высокотвердых износостойких покрытий на стали, однако в ранее проведенных исследованиях не учитывалось влияние технологических параметров микродугового нагрева на насыщение.

Целью настоящей работы явилось исследование влияния параметров микродуговой цементации и борирования стали на толщину, структуру и фазовый состав диффузионного слоя.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводили на экспериментальной установке по методике работ [18 – 22]. Использовали образцы из стали 20 длиной 60 мм и диам. 12 мм. Образцы погружали на половину длины в металлический контейнер, который затем заполняли свободным насыпом порошком каменного угля (антрацита) марки 1АВ ГОСТ 25543 – 2013 с размером частиц 0,4 – 0,6 мм и далее пропускали электрический ток. Для измерения и регистрации температуры образцов в процессе диффузионного насыщения к их поверхности приваривали термопару типа платина – платинородий, которую подключали к мультиметру АРРА-305, соединенному с персональным компьютером.

Плотность тока на поверхности образцов увеличивали от 0,45 до 0,53 А/см² с интервалом 0,04 А/см². Продолжительность процесса изменяли в интервале от 2 до 8 мин.

Для борирования использовали обмазку на основе электропроводного геля «Унигель», содержащую 50 % (по объему) борной кислоты Н₃ВО₃.

Микроструктурный анализ диффузионного слоя выполняли с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21 на поперечных шлифах, протравленных реактивом Ржешотарского. Микротвердость измеряли в соответствии с ГОСТ 9450 – 76 микротвердомером ПМТ-3 при нагрузках на индентор 0,490 и 0,196 Н.

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре ДРОН-8 в Со-излучении.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Основным фактором, определяющим результаты диффузионного насыщения стали, является температура процесса. Измерение температуры образцов при микродуговом нагреве показало, что она зависит от поверхностной плотности тока и продолжительности процесса. Кривые нагрева представлены на рис. 1.

После подачи питающего напряжения температура поверхности образцов монотонно возрастает (за исключением интервала 200 – 270 °С, в котором скорость нагрева снижается в связи с протеканием эндотермических процессов в угольном порошке [23]), а затем постепенно стабилизируется из-за прекращения микро-

дугообразования в порошковой среде в результате выгорания угольных частиц, прилегающих к образцу. При увеличении поверхностной плотности тока от 0,45 до 0,53 А/см² скорость нагрева и уровень стабилизации температуры возрастают с 6 до 8 °С/с и с 930 до 1250 °С соответственно.

Микроструктурный анализ образцов показал, что на их поверхности образуется цементованный слой в виде эвтектидной смеси микротвердостью 3,0 – 3,2 ГПа. Далее расположена зона с феррито-перлитной структурой, переходящая в исходную структуру.

При микродуговом нагреве толщина *x* науглероженного слоя увеличивается до значений, зависящих от поверхностной плотности тока, что объясняется ее определяющим влиянием на температуру процесса диффузионного насыщения. Наибольшая толщина слоя достигается через 6 – 7 мин нагрева и находится в интервале от 60 до 390 мкм при увеличении плотности тока от 0,45 до 0,53 А/см². Дальнейшее увеличение продолжительности нагрева практически не приводит к росту толщины слоя, что может быть связано со снижением углеродного потенциала в результате постепенного выгорания угольных частиц (рис. 2, 3).

Для проверки этого предположения была определена концентрация углерода на поверхности образцов на различных этапах микродугового нагрева. С этой целью с поверхности образцов на глубину 0,1 мм был снят слой стружки, которую затем подвергали химическому анализу по стандартной методике [24]. Определено, что уже через 4 мин микродугового нагрева при значениях плотности тока 0,45, 0,49 и 0,53 А/см² концентрация углерода на поверхности образцов достигает максимальных значений 0,71, 0,78 и 0,86 % (по массе) соответственно (рис. 4). При дальнейшем увеличении продолжительности микродугового нагрева поверхностная концентрация углерода постепенно снижается.

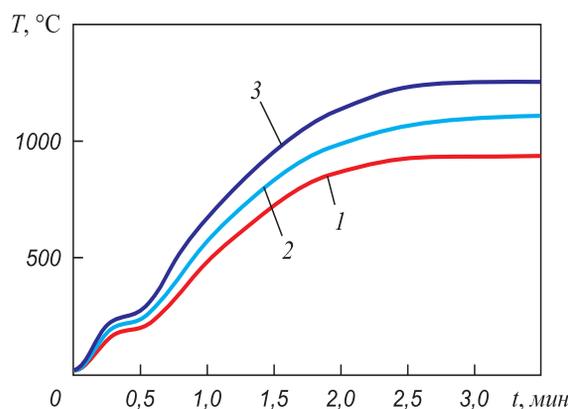


Рис. 1. Зависимость температуры *T* поверхности образца от продолжительности *t* микродугового нагрева при плотности *j* тока 0,45 (1), 0,49 (2) и 0,53 (3) А/см²

Fig. 1. Dependence of the sample surface temperature *T* on duration of microarc heating *t* at values of current density *j* of 0.45 (1), 0.49 (2) and 0.53 (3) А/см²

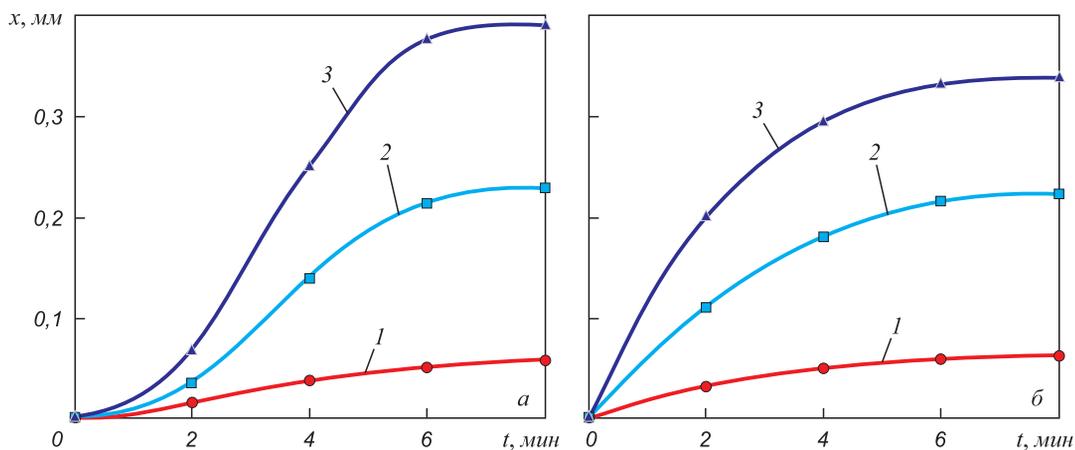


Рис. 2. Толщина науглероженного (а) и борированного (б) слоя на стали 20 в зависимости от продолжительности микродугового нагрева при поверхностной плотности j тока 0,45 (1), 0,49 (2) и 0,53 (3) А/см²

Fig. 2. Thickness of the carbonized (a) and borided (б) layer on 20 steel, depending on duration of microarc heating at the surface density j of 0.45 (1), 0.49 (2) and 0.53 (3) A/cm²

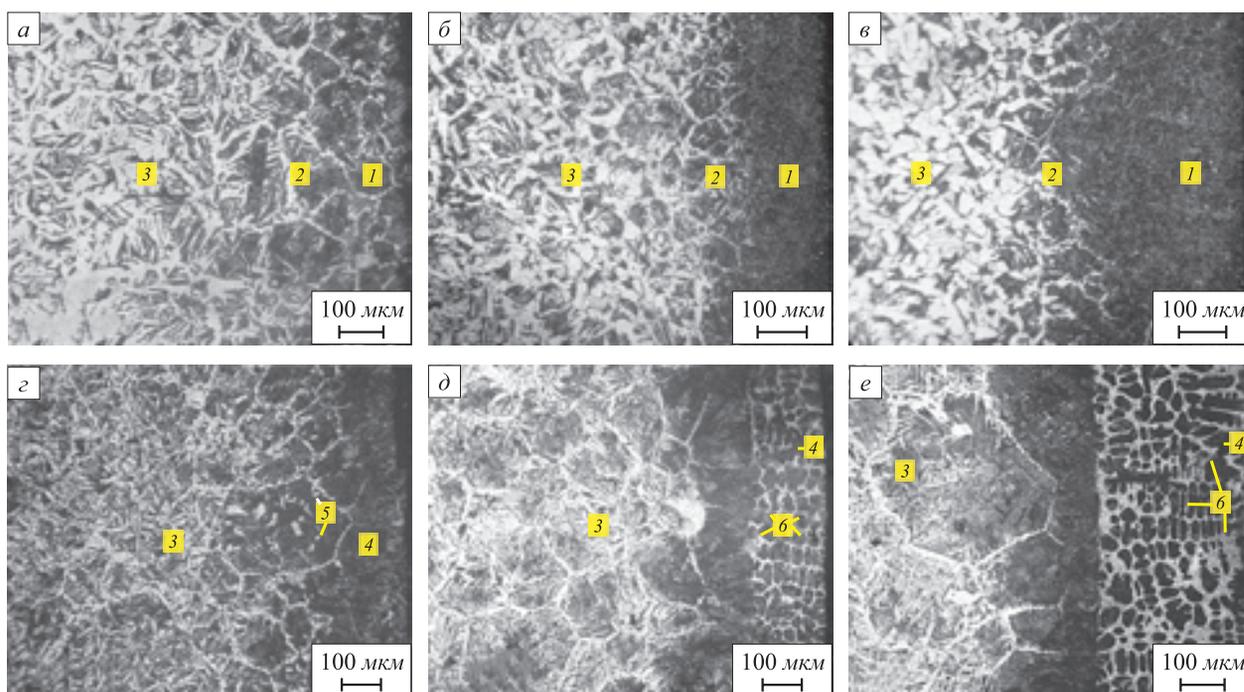


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя на стали 20 после микродуговой цементации (а – в) и борирования (г – е) в течение 6 мин при плотности электрического тока на поверхности образцов: а, г – 0,45 А/см²; б, д – 0,49 А/см²; в, е – 0,53 А/см²; 1 – эвтектоидная смесь; 2 – феррито-перлитная структура; 3 – исходная структура; 4 – дисперсная феррито-карбидная смесь; 5 – дисперсные включения высокотвердых фаз; 6 – участки боридной эвтектики

Fig. 3. Microstructure of the surface layer on 20 steel after microarc carburizing (a – в) and boriding (г – е) for 6 min on the surface of the samples at electric current density: а, г – 0.45 A/cm²; б, д – 0.49 A/cm²; в, е – 0.53 A/cm²; 1 – eutectoid mixture; 2 – ferrite-perlite structure; 3 – initial structure; 4 – dispersed ferrite-carbide mixture; 5 – dispersed inclusions of hard phases; 6 – boride eutectic sections

Этим объясняется обнаруженный характер зависимости толщины цементованного слоя от продолжительности процесса насыщения.

При микродуговом борировании зависимость толщины диффузионного слоя от продолжительности процесса имеет аналогичный характер: до 6 – 7 мин нагрева толщина диффузионного слоя возрастает до зна-

чений, зависящих от поверхностной плотности тока. Наибольшая толщина слоя достигается через 6 – 7 мин нагрева и находится в интервале от 60 до 340 мкм при увеличении плотности тока от 0,45 до 0,53 А/см². Дальнейший нагрев практически не увеличивает толщину слоя из-за истощения источника диффузанта в образке (рис. 2).

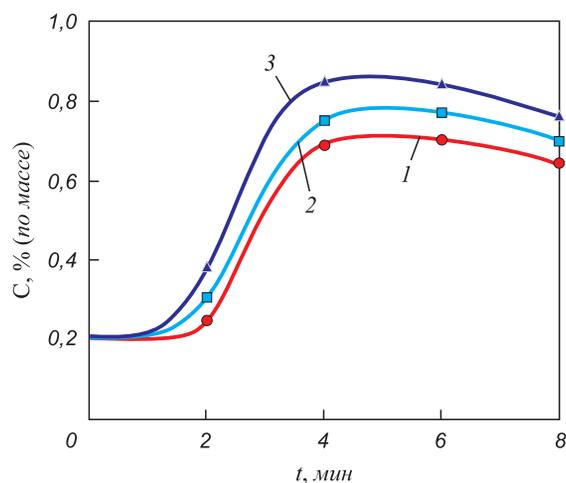


Рис. 4. Концентрация углерода в поверхностном слое образцов в зависимости от продолжительности микродугового нагрева при поверхностной плотности j тока 0,45 (1), 0,49 (2) и 0,53 (3) А/см²

Fig. 4. Carbon concentration in the samples surface layer depending on duration of microarc heating at surface density of current j of 0.45 (1), 0.49 (2) and 0.53 (3) А/см²

Микроструктура борированного слоя зависит от параметров микродугового нагрева.

При поверхностной плотности тока 0,45 А/см² образуется диффузионный слой, состоящий из основы в виде дисперсной феррито-карбидной смеси, в которой расположены мелкодисперсные включения высокотвердых фаз (рис. 3, з). Методом РФА они идентифицированы как бориды железа Fe₂B, а также карбид бора B_{11,5}C_{2,85} с соотношением В:С, несколько отличающимся от нормальной стехиометрии карбида В₄С.

При поверхностной плотности тока 0,49 и 0,53 А/см² диффузионный слой имеет гетерогенную структуру: основа в виде дисперсной феррито-карбидной смеси, в которой расположены светлые участки боридной эвтектики микротвердостью 15,0 – 17,0 ГПа (рис. 3, д, е). Это объясняется тем, что в условиях одновременной диффузии углерода и бора по границам зерен при плотности тока 0,49 и 0,53 А/см² достигается температура образования в этих участках тройной эвтектики железо – углерод – бор (1100 °С, 2,9 % В, 1,5 % С) [25]. При микродуговом борировании с плотностью тока 0,45 А/см² температура поверхности образца остается ниже температуры образования боридной эвтектики и поэтому формирования гетерогенной структуры покрытия не происходит.

Полученные результаты позволяют выбирать режимы микродугового поверхностного легирования стальных изделий в зависимости от требуемых параметров диффузионного слоя.

При цементации для наиболее быстрого роста диффузионного слоя целесообразно использовать микродуговой нагрев с поверхностной плотностью тока 0,53 А/см², а толщину слоя регулировать продолжительностью процесса.

При борировании возможно регулирование как толщины покрытия, так и его структуры.

Поверхностная плотность тока 0,53 А/см² обеспечивает наиболее быстрый рост диффузионного слоя с гетерогенной структурой, содержащей участки высокотвердой боридной эвтектики, толщина этого слоя определяется продолжительностью насыщения. Такое покрытие может быть рекомендовано для деталей, работающих в условиях абразивного износа.

При поверхностной плотности тока 0,45 А/см² образуется борированный слой со структурой, содержащей мелкодисперсные включения высокотвердых фаз. Толщина слоя также определяется продолжительностью насыщения. Такое покрытие следует использовать для деталей, подвергающихся износу в условиях динамических ударных нагрузок.

Выводы

Температура стальных образцов при микродуговом нагреве после возрастания через 2 – 3 мин стабилизируется на уровнях от 930 до 1250 °С в зависимости от поверхностной плотности тока в диапазоне от 0,45 до 0,53 А/см². Микродуговой нагрев стали в порошке антрацита приводит к образованию цементованного слоя в виде эвтектоидной смеси микротвердостью 3,0 – 3,2 ГПа, толщина которого зависит от продолжительности процесса и поверхностной плотности тока. Наибольшая толщина цементованного слоя достигается через 6 – 7 мин нагрева и для указанных значений плотности тока находится в интервале от 60 до 390 мкм. Толщина диффузионного слоя после микродугового борирования зависит от продолжительности насыщения аналогичным образом, ее наибольшее значение находится в интервале от 60 до 340 мкм.

После борирования с поверхностной плотностью тока 0,45 А/см² диффузионное покрытие состоит из основы в виде дисперсной феррито-карбидной смеси, в которой расположены мелкодисперсные включения высокотвердых фаз: боридов железа Fe₂B и карбида бора B_{11,5}C_{2,85}. Такой режим рекомендуется для деталей, работающих в условиях абразивного износа.

После борирования с плотностью тока 0,49 и 0,53 А/см² диффузионное покрытие имеет гетерогенную структуру и состоит из основы в виде дисперсной феррито-карбидной смеси, в которой расположены участки высокотвердой боридной эвтектики. Такой режим рекомендуется для деталей, подвергающихся износу в условиях динамических ударных нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки: учеб. пособие. – М.: Новое знание; Минск: Новое знание, 2010. – 304 с.
2. Thermochemical Surface Engineering of Steels / Ed. E.J. Mittemeijer, M.A.J. Somers. – Woodhead Publishing, 2015. – 827 p.

3. Czerwinski Fr. Thermochemical Treatment of Metals. – INTECH Open Access Publisher, 2012. – 418 p.
4. Parrish G. Carburizing: Microstructures and Properties. – ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1999. – 247 p.
5. Зинченко В.М. Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 303 с.
6. Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Сейдман Л.А. Плазменная химико-термическая обработка стальных деталей. – М.: Техносфера, 2012. – 464 с.
7. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / И.В. Суминов, П.Н. Белкин, А.В. Эпельфельд и др.; В 2-х т. – М.: Техносфера, 2011. – 464 с.
8. Prabhudev K.H. Handbook of Heat Treatment of Steels. – Tata McGraw-Hill Education, 1988. – 762 p.
9. Campos-Silva I., Martínez-Trinidad J., Doñu-Ruiz M.A., Rodríguez-Castro G., Hernández-Sánchez E., Bravo-Bárceñas O. Interfacial indentation test of FeB/Fe₂B coatings // Surface and Coatings Technology. 2012. Vol. 206. No. 7. P. 1809 – 1815.
10. Terakado K., Urao R., Ohmori M. Simultaneous plasma treatment for carburizing and carbonitriding using hollow cathode discharge // Metallurgical and Materials Transactions. 1996. Vol. 27. No. 2. P. 401 – 405.
11. Pehlivanurk N.Y., Inal O.T. Ion/plasma carburizing: theory and practice // Advanced Materials and Manufacturing Processes. 1988. Vol. 3. No. 4. P. 551 – 573.
12. Kulka M. Current Trends in Boriding. Techniques. Springer, 2019. – 293 p.
13. Kulka M., Makuch N., Dziarski P., Mikołajczak D., Przystacki D. Gradient boride layers formed by diffusion carburizing and laser boriding // Optics and Lasers in Engineering. 2015. Vol. 67. P. 163 – 175.
14. Kulka M., Makuch N., Pertek A., Piasecki A. Microstructure and properties of borocarbured and laser-modified 17CrNi6-6 steel // Optics and Laser Technology. 2012. Vol. 44. No. 4. P. 872 – 881.
15. Kulka M., Mikołajczak D., Makuch N., Dziarski P., Miklaszewski A. Wear resistance improvement of austenitic 316L steel by laser alloying with boron // Surface and Coatings Technology. 2016. Vol. 291. P. 292 – 313.
16. Kulka M., Makuch N., Pertek A. Microstructure and properties of laser-borided 41Cr4 steel // Optics and Laser Technology. 2013. Vol. 45. P. 308 – 318.
17. Campos-Silva I., Ortiz-Domínguez M., Lopez-Perrusquia N., Meneeses-Amador A., Escobar-Galindo R., Martínez-Trinidad J. Characterization of AISI 4140 borided steels // Applied Surface Science. 2010. Vol. 256. No. 8. P. 2372 – 2379.
18. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Давидян Л.В. Структура, фазовый состав, механические свойства и износостойкость стали после микродугового борованадирования // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 6. С. 446 – 451.
19. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Давидян Л.В. Оценка механических свойств и природа упрочнения диффузионного слоя при микродуговом ванадировании стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 8. С. 625 – 630.
20. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Создание покрытий карбидного типа при микродуговом термодиффузионном вольфрамирании стали // Материаловедение. 2018. № 1. С. 20 – 25.
21. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н. Микродуговое диффузионное насыщение стали углеродом и карбидообразующими элементами // Металловедение и термическая обработка. 2017. № 5. С. 45 – 49.
22. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Формирование покрытия карбидного типа при микродуговом ванадировании стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 4. С. 262 – 267.
23. Гольмалиев А.М., Головин Г.С., Гладун Т.Г. Теоретические основы химии угля. – М.: Изд-во Московского государственного горного университета, 2003. – 556 с.
24. ГОСТ 22536.1 – 88. Сталь углеродистая и чугуны легированные. Методы определения общего углерода и графита. – М.: Стандартинформ. – 11 с.
25. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.

Поступила в редакцию 27 марта 2020 г.

После доработки 27 мая 2020 г.

Принята к публикации 29 июня 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 11-12, pp. 929-934.

IMPACT OF MICROARC CARBURIZING AND BORIDING OF STEEL ON DIFFUSION LAYER STRUCTURE

Yu.M. Dombrovskii, M.S. Stepanov

Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

Abstract. Intensification of carburizing and boriding of steel parts is achieved by microarc surface alloying. For carburizing, the parts are immersed in coal powder followed by electric current passing. For boriding, a coating with diffusant is used. Acceleration of diffusion is achieved by action of microarc discharges on the steel surface. The aim of this work was to study the effect of diffusion parameters on thickness, structure, and phase composition of coatings. The samples were made of 20 steel. Surface current density was 0.45 – 0.53 A/cm². Duration of the process was 2 – 8 min. At the beginning of heating, temperature of the samples increases, and then stabilizes at 930 – 1250 °C due to cessation of micro-formation during combustion of coal particles. After carburizing, a eutectoid mixture is formed on the surface, then, the zone with ferrite-perlite structure is located, which transfers into the original structure. The maximum layer thickness (60 – 390 microns) is reached after 6 – 7 min of heating and then does not increase due to a decrease in the carbon potential during combustion of coal particles. Similar relationship is obtained when boriding: the maximum layer thickness (60 – 340 microns) is reached after 6 – 7 min and then does not increase due to depletion of diffusant source in the coating. At cur-

rent density of 0.45 A/cm², the layer consists of a base (a dispersed ferrite-carbide mixture) containing fine inclusions of iron borides and boron carbide. At current densities of 0.49 and 0.53 A/cm², the layer has heterogeneous structure, with areas of high-hard boride eutectic located at the base. At high current density, diffusion of carbon and boron along the grain boundaries forms Fe–C–B triple eutectic. At lower current density, surface temperature is lower than eutectic formation temperature, so heterogeneous coating structure is not formed. The work results make it possible to choose modes of microarc heating to obtain the required parameters of diffusion layer.

Keywords: surface hardening of steel, diffusion surface saturation, microarc surface saturation, microarc carburizing and boriding, diffusion layer, microstructure, thickness, phase composition.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-11-12-929-934

REFERENCES

1. Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki: ucheb. posobie* [Theory and Technology of Chemical Heat Treatment: Manual]. Moscow; Minsk: Novoe znanie, 2010, 304 p. (In Russ.).
2. *Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Mittemeijer E.J., Somers M.A.J. eds. Woodhead Publishing, 2015, 827 p.

3. Czerwinski Fr. *Thermochemical Treatment of Metals*. INTECH Open Access Publisher, 2012, 418 p.
4. Parrish G. *Carburizing: Microstructures and Properties*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1999, 247 p.
5. Zinchenko V.M. *Inzheneriya poverkhnosti zubchatykh kolez metodami khimiko-termicheskoi obrabotki* [Engineering of Gears Surface by Chemical Heat Treatment]. Moscow: MG TU im. N.E. Bauman, 2001, 303 p. (In Russ.).
6. Berlin E.V., Koval' N.N., Seidman L.A. *Plazmennaya khimiko-termicheskaya obrabotka stal'nykh detalei* [Plasma Chemical Heat Treatment of Steel Parts]. Moscow: Tekhnosfera, 2012, 464 p. (In Russ.).
7. Suminov I.V., Belkin P.N., Epel'fel'd A.V. etc. *Plazmenno-elektroliticheskoe modifitsirovanie poverkhnosti metallov i splavov. V 2-kh t.* [Plasma-Electrolytic Modification of Surface of Metals and Alloys. In 2 vols.]. Moscow: Tekhnosfera, 2011, 464 p. (In Russ.).
8. Prabhudev K.H. *Handbook of Heat Treatment of Steels*. Tata McGraw-Hill Education, 1988, 762 p.
9. Campos-Silva I., Martinez-Trinidad J., Doñu-Ruiz M.A., Rodriguez-Castro G., Hernández-Sánchez E., Bravo-Bárceñas O. Interfacial indentation test of FeB/Fe₂B coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2012, vol. 206, no.7. pp. 1809–1815.
10. Terakado K., Urao R., Ohmori M. Simultaneous plasma treatment for carburizing and carbonitriding using hollow cathode discharge. *Metallurgical and Materials Transactions*. 1996, vol. 27, no. 2, pp. 401–405.
11. Pehlivanurk N.Y., Inal O.T. Ion/Plasma Carburizing: Theory and Practice. *Advanced Materials and Manufacturing Processes*. 1988, vol. 3, no. 4, pp. 551–573.
12. Kulka M. *Current Trends in Boriding. Techniques*. Springer, 2019, 293 p.
13. Kulka M., Makuch N., Dziarski P., Mikołajczak D., Przystacki D. Gradient boride layers formed by diffusion carburizing and laser boriding. *Optics and Lasers in Engineering*. 2015, vol. 67, pp. 163–175.
14. Kulka M., Makuch N., Pertek A., Piasecki A. Microstructure and properties of borocarbured and laser-modified 17CrNi6-6 steel. *Optics and Laser Technology*. 2012, vol. 44, no. 4, pp. 872–881.
15. Kulka M., Mikołajczak D., Makuch N., Dziarski P., Miklaszewski A. Wear resistance improvement of austenitic 316L steel by laser alloying with boron. *Surface and Coatings Technology*. 2016, vol. 291, pp. 292–313.
16. Kulka M., Makuch N., Pertek A., Microstructure and properties of laser-borided 41Cr4 steel. *Optics and Laser Technology*. 2013, vol. 45, pp. 308–318.
17. Campos-Silva I., Ortiz-Domínguez M., Lopez-Perrusquia N., Meneses-Amador A., Escobar-Galindo R., Martínez-Trinidad J. Characterization of AISI 4140 borided steels. *Applied Surface Science*. 2010, vol. 256, no. 8, pp. 2372–2379.
18. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Davidyan L.V. Structure, phase composition, mechanical properties and wear resistance of steel after microarc boriding and vanadation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 6, pp. 446–451. (In Russ.).
19. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Davidyan L.V. Evaluation of the mechanical properties of diffusion layer in the process of microarc steel vanadation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 8, pp. 625–630. (In Russ.).
20. Stepanov M.S., Dombrovskiy Yu.M. The formation of carbide coatings at the microarc thermodiffusion tungstenizing of steel. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2018, vol. 9, no. 4, pp. 703–708.
21. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoit V.N. Micro-arc diffusion impregnation of steel with carbon and carbide-forming elements. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 5-6, pp. 308–312.
22. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Formation of carbide type coating in the process of microarc steel vanadation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 4, pp. 262–267. (In Russ.).
23. Gyl'maliev A.M., Golovin G.S., Gladun T.G. *Teoreticheskie osnovy khimii ughya* [Theoretical Foundations of Coal Chemistry]. Moscow: Izd-vo Moskovskogo gosudarstvennogo gornogo universiteta, 2003, 556 p. (In Russ.).
24. *GOST 22536.1 – 88. Stal' uglerodistaya i chugun nelegirovannyy. Metody opredeleniya obshchego ugleroda i grafita* [GOST 22536.1 – 88. Carbon steel and unalloyed cast iron. Methods for determination of total carbon and graphite]. Moscow: Standartinform, 11 p. (In Russ.).
25. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plastichnost' borirovannykh sloev* [Plasticity of Borided Layers]. Moscow: FIZMATLIT, 2010, 384 p. (In Russ.).

Information about the authors:

Yu.M. Dombrovskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (yurimd@mail.ru)

M.S. Stepanov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Quality Management” (stepanovms@yandex.ru)

Received March 27, 2020

Revised May 27, 2020

Accepted June 29, 2020