

УДК 621.793

## ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ДИФфуЗИОННОГО СЛОЯ ПРИ МИКРОДУГОВОМ ВАНАДИРОВАНИИ СТАЛИ

*Степанов М.С., к.т.н., доцент кафедры «Управление качеством» (stepanovms@yandex.ru)*

*Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное  
материаловедение» (yurimd@mail.ru)*

*Давидян Л.В., аспирант кафедры «Физическое и прикладное  
материаловедение» (Davidyan\_90@mail.ru)*

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

**Аннотация.** Процессы традиционной химико-термической обработки стали имеют большую продолжительность, поэтому предлагаются новые методы интенсификации диффузионного насыщения с помощью высокоэнергетического воздействия на поверхность материала. При микродуговом легировании стальное изделие погружают в контейнер, заполняемый порошком каменного угля, и нагревают его путем пропускания электрического тока. В порошковой среде образуются микроразряды, которые концентрируются вокруг изделия и создают область газового разряда с образованием углеродсодержащей газовой среды; эта среда дает возможность осуществлять цементацию стали. Нанесение обмазки, содержащей диффузант, позволяет формировать покрытия карбидного типа за счет одновременной диффузии углерода и легирующих элементов. Изучено влияние микродугового поверхностного легирования стали ванадием на механические свойства диффузионного покрытия, а также выявлен ведущий механизм упрочнения стали при микродуговом легировании. Использовали цилиндрические образцы из стали 20, источником диффузанта являлся порошок феррованадия. Плотность тока на поверхности образцов составляла 0,3 А/см<sup>2</sup>, общая продолжительность процесса 3 мин. Механические свойства покрытий оценивали методом индентирования с использованием пирамидального индентора при нагрузках 2,5, 20 и 100 мН. Диффузионный слой толщиной 170 – 180 мкм состоит из основы микротвердостью 8 – 9 ГПа, в которой расположены слаботравящиеся включения размером до 5 мкм микротвердостью 21 – 25 ГПа. Основная часть представляет собой  $\alpha$ -твердый раствор ванадия в железе, а включения являются карбидами типа VC<sub>0,863</sub>. Методом атомно-силовой микроскопии установлено, что рельеф поверхности определяется как отдельными относительно крупными карбидными частицами размером до 3 мкм, так и множественными наноразмерными карбидными включениями, которые выполняют роль упрочняющей фазы, обеспечивающей высокую микротвердость покрытия. Методом индентирования поперечного сечения упрочненного слоя с использованием различных нагрузок доказано упрочняющее влияние карбидных частиц. Расчетная оценка возможных механизмов упрочнения показала, что наибольший вклад в упрочнение диффузионного слоя вносит дисперсионная составляющая, которая существенно повышает предел текучести  $\alpha$ -твердого раствора железа по сравнению с исходным состоянием и в 38 раз превосходит вклад твердорастворного упрочнения.

**Ключевые слова:** поверхностное упрочнение, химико-термическая обработка, диффузионное поверхностное насыщение, микродуговое поверхностное легирование, диффузионное насыщение стали ванадием, твердое покрытие карбидного типа, механические свойства покрытий.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-8-625-630

Процессы традиционной химико-термической обработки (ХТО) стали имеют большую продолжительность, поэтому предлагаются новые методы интенсификации диффузионного насыщения, основанные на применении скоростного нагрева за счет высокоэнергетического воздействия на обрабатываемую поверхность [1 – 8]. Одним из таких процессов является микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО) [9], предусматривающая погружение стального изделия в порошок каменного угля и нагрев пропусканием электрического тока. В процессе МДХТО диффузионное насыщение осуществляется в условиях воздействия микродуговых разрядов, возникающих между изделием и угольным порошком. Возможно формирование покрытий карбидного типа за счет предварительного нанесения на поверхность электропроводной обмазки, содержащей

диффузант. Локальный газовый разряд вокруг поверхности изделия вызывает значительную интенсификацию поверхностного легирования стали по сравнению с традиционными процессами ХТО при печном нагреве. Возможно насыщение ванадием, хромом, молибденом и другими элементами [10 – 12], однако в процессе исследований не проводили оценки комплекса механических свойств упрочненного слоя.

Целью настоящей работы явилось изучение влияния микродугового поверхностного легирования стали ванадием на механические свойства диффузионного покрытия, выявление и оценка ведущих механизмов упрочнения стали при МДХТО.

Микродуговое ванадирование проводили на экспериментальном оборудовании по методике работы [9]. На поверхность цилиндрических образцов длиной

35 мм диам. 12 мм из стали 20 наносили обмазку на основе электропроводного геля, содержащую в качестве источника диффузанта порошок феррованадия ФВд75А. Образцы погружали в металлический контейнер, заполняемый угольным порошком с размером частиц 0,4–0,6 мм на глубину 15 мм и нагревали пропуская электрический ток в цепи источник питания – образец – угольный порошок – контейнер. Плотность тока на поверхности образцов составляла 0,53 А/см<sup>2</sup>, общая продолжительность процесса 3 мин.

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.

Рельеф поперечного шлифа диффузионного слоя образцов изучали на сканирующем зондовом микроскопе NanoEducator в режиме постоянной силы.

Механические свойства покрытий оценивали методом микроиндентирования на установке Nanotest 600 производства фирмы MicroMaterials Ltd (Wrexham, Великобритания) по стандартной методике<sup>1</sup> с использованием пирамидального индентора Берковича при нагрузках 2,5, 20 и 100 мН. Анализ результатов индентирования проводили по методу Оливера–Фарра [13–15] в соответствии с рекомендациями национального стандарта [16].

Анализ поверхностного слоя образцов после ванадия в режиме микродугового нагрева показал, что диффузионный слой толщиной 170–180 мкм состоит из основы микротвердостью 8–9 ГПа, в которой расположены слаботравящиеся включения размером до 5 мкм микротвердостью 21–25 ГПа. Далее следует феррито-перлитная структура, характерная для стали 20 в исходном состоянии.

Рентгеновским фазовым анализом было установлено [11], что основой поверхностного слоя является  $\alpha$ -твердый раствор ванадия в железе, а слаботравящиеся включения представляют собой карбиды типа  $VC_{0,863}$ , претерпевающие атомное упорядочение с образованием кубической сверхструктуры  $V_8C_7$ .

Достаточно высокая (8–9 ГПа) микротвердость основы диффузионного слоя позволила предположить присутствие в ней упрочняющей фазы, которая не обнаруживается оптической микроскопией. В этой связи было проведено исследование поверхностного слоя с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ). На рис. 1, а представлен фрагмент поперечного шлифа поверхностного слоя размером 15×15 мкм, а на рис. 1, б – профиль, соответствующий выделенному сечению I.

Высота микронеровностей (рис. 1, б) определяется высотой пиков на поверхности шлифа. Например, на

расстоянии 10 мкм от начала отсчета расположено относительно крупное включение карбидного типа, вызывающее появление на профиле пика высотой около 150 нм. Остальные пики высотой 10–50 нм вызваны множественными мелкими карбидными включениями. Появление рельефа поверхности шлифа вызвано более высокой твердостью карбидной фазы по сравнению с участками окружающей матрицы при механическом полировании в процессе подготовки пробы. Таким образом, применение атомно-силовой микроскопии позволило установить присутствие в основе диффузионного слоя множественных наноразмерных частиц карбидного типа.

Образование твердого раствора ванадия в железе и наличие множественных наноразмерных карбидных включений в основе диффузионного слоя оказывают влияние не только на микротвердость, но и на другие механические свойства. Поэтому было предпринято углубленное исследование механических свойств диффузионного слоя материала.

Очевидно, что доля упрочненного слоя ничтожна по сравнению с объемом всего образца, поэтому прове-

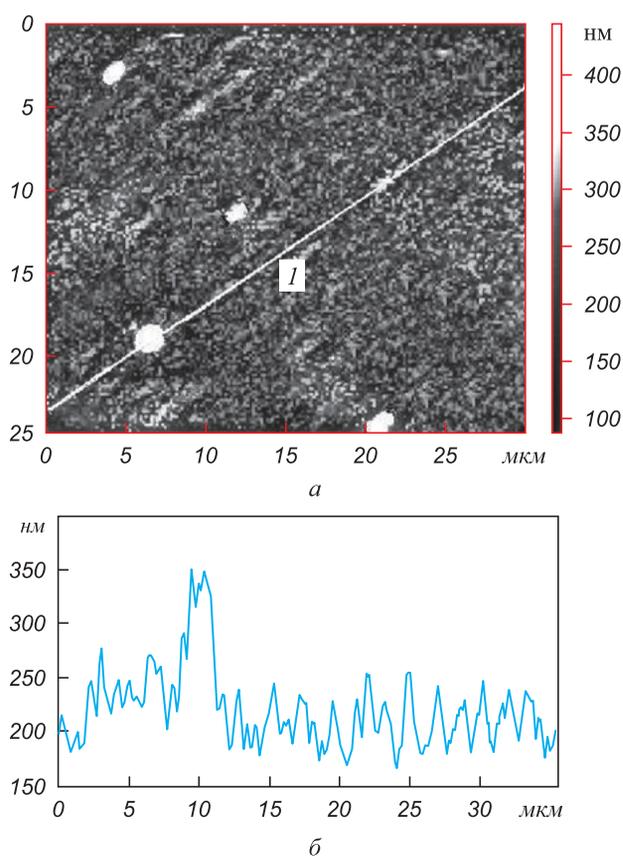


Рис. 1. Рельеф поверхности образца, полученный с помощью сканирующего зондового микроскопа: а – рельеф поверхности поперечного шлифа диффузионного слоя; б – профиль, соответствующий сечению

Fig. 1. Topography of the sample surface obtained with a scanning probe microscope: а – relief of cross-section surface of the diffusion layer; б – section

<sup>1</sup> Исследование выполнено на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования научно-образовательного центра «Материалы» ДГТУ.

дение стандартных механических испытаний образца с упрочненным слоем не позволяет получить представление о механических свойствах всего образца. Единственной возможностью оценить механические свойства упрочненного слоя является индентирование его поперечного сечения с регистрацией и анализом диаграммы деформации при нагружении и последующей разгрузке индентора. При анализе диаграммы  $P-h$  (нагрузка – деформация) определяли твердость при индентировании  $H_{IT}$ , модуль упругости при индентировании  $E_{IT}$ , ползучесть при индентировании  $C_{IT}$ , а также упругую  $\mu_{IT}$  и пластическую  $(1 - \mu_{IT})$  составляющие работы при индентировании.

С уменьшением нагрузки и деформируемого объема под индентором сокращается влияние на результаты индентирования относительно крупных карбидных частиц в диффузионном слое. Поэтому микроиндентирование проводили при нагрузках 2,5 мН (рис. 2, а), 20 мН (рис. 2, б) и 100 мН (рис. 2, в), при этом средние размеры отпечатков составляли 0,85, 1,8 и 4,0 мкм соответственно. Использование нагрузки 100 мН позволяло оценить интегральные механические свойства поверхностного слоя с учетом карбидных частиц, видимых при оптическом микроанализе. Для сравнения на рис. 2, г приведена диаграмма  $P-h$  феррита стали 20 в исходном состоянии при нагрузке 100 мН.

Средние (по результатам десятикратных измерений) значения механических свойств поверхностного слоя стали 20 приведены в таблице. Полученные результаты свидетельствуют об упрочняющем действии карбид-

ных частиц в поверхностном слое стали после ванадия в микродуговом режиме.

Рассмотрим возможные механизмы упрочнения поверхностного слоя стали при микродуговом легировании.

В основе всех механизмов упрочнения металлических материалов лежат представления о торможении дислокаций различными структурными и субструктурными элементами. Различают несколько механизмов упрочнения, вклад которых в общее упрочнение материала аддитивен [17 – 19], при этом в качестве параметра, характеризующего сопротивление пластической деформации материала, обычно используют предел текучести  $\sigma_T$  [18]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_{дл}, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  – предел текучести исходного материала;  $\Delta\sigma_d$  – деформационное упрочнение за счет увеличения плотности дислокаций в результате пластической деформации;  $\Delta\sigma_z$  – зернограничное упрочнение, вызванное увеличением протяженности границ зерен, являющихся барьерами при движении дислокаций;  $\Delta\sigma_c$  – субструктурное упрочнение, обусловленное созданием в зернах развитой субструктуры;  $\Delta\sigma_{тр}$  – упрочнение в результате образования твердого раствора;  $\Delta\sigma_{дл}$  – дисперсионное упрочнение частицами твердых фаз.

Расчеты по формуле (1) обычно проводят не столько для строго количественной оценки значения предела текучести, сколько для выявления вклада каждого

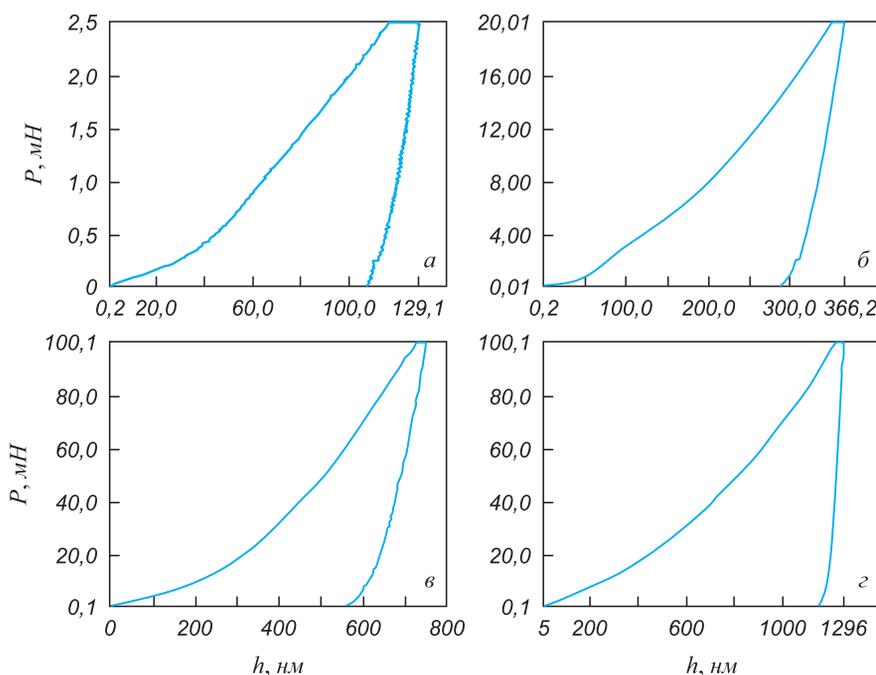


Рис. 2. Диаграмма  $P-h$  при внедрении индентора в диффузионный слой с нагрузками 2,5 мН (а), 20 мН (б), 100 мН (в) и для стали 20 в исходном состоянии (г)

Fig. 2.  $P-h$  diagram for indenter introduction into the diffusion layer with loads of 2.5 mN (a), 20 mN (b), 100 mN (v) and for 20 steel in the initial state (g)

**Механические свойства поверхностного слоя**

**Mechanical properties of the surface layer**

Материал	$H_{IT}$ , ГПа	$E_{IT}$ , ГПа	$C_{IT}$ , %	$\mu_{IT}$ , %	$(1 - \mu_{IT})$ , %
Сталь 20 в исходном состоянии (нагрузка 100 мН)	2,25	215	5,81	9,4	90,6
Диффузионный слой (нагрузка 2,5 мН)	5,30	227	4,12	15,5	84,5
Диффузионный слой (нагрузка 20 мН)	5,51	239	3,96	21,6	78,4
Диффузионный слой (нагрузка 100 мН)	7,88	259	3,24	25,0	75,0

механизма упрочнения в общее упрочнение материала [18].

Расчетную оценку этого вклада при МДХТО проводили для твердорастворного и дисперсионного механизмов упрочнения феррита, о которых имеется достоверная экспериментальная информация, необходимая для расчета. Вследствие кратковременности диффузионного насыщения при МДХТО размер зерен не менялся, поэтому зернограничный вклад  $\Delta\sigma_3$  не учитывали. Объективные данные о плотности дислокаций и формирующейся дислокационной структуре при индентировании диффузионного слоя отсутствуют, поскольку для этого понадобилось бы исследовать слой в зоне внедрения индентора методом трансмиссионной электронной микроскопии. Такое исследование вряд ли может быть проведено, учитывая неоднородность степени пластической деформации микрообъемов сплава под индентором, а также методическую сложность изготовления тонких металлических фольг для электронной микроскопии из столь локальных участков структуры. По этой причине  $\Delta\sigma_c$  и  $\Delta\sigma_d$  условно приняты неизменными и расчетной оценке не подвергались.

Твердорастворную составляющую упрочнения рассчитывали по формуле [18]:

$$\Delta\sigma_{тр} = K_y C, \tag{2}$$

где  $K_y$  – коэффициент упрочнения;  $C$  – концентрация легирующего элемента в твердом растворе.

Дисперсионную составляющую упрочнения  $\Delta\sigma_{ду}$  рассчитывали с использованием выражения Орована для сталей с ферритной основой, содержащей включение карбидных частиц [18]:

$$\Delta\sigma_{ду} = \frac{9800}{\lambda} \ln(2\lambda), \tag{3}$$

где  $\lambda$  – расстояние между карбидными частицами.

Для расчета по формулам (1)–(3) использовали следующие исходные данные:  $K_y = 3$  МПа/%, принято для ванадия по данным работы [18];  $C = 3,5$  % (по массе) – концентрация ванадия в  $\alpha$ -твердом растворе железа после МДХТО, принята по результатам энергодисперсионного микроанализа [11];  $\lambda = 145$  нм – межчастичное расстояние, определенное по данным атомно-силовой микроскопии по методике работы [18];

$\sigma_0 = 150$  МПа – предел текучести для технически чистого железа [20].

Результаты расчета приведены ниже:  $\sigma_0 = 150$  МПа;  $\sigma_{тр} = 10$  МПа;  $\Delta\sigma_{ду} = 380$  МПа;  $\sigma_T = 540$  МПа.

Расчетное значение предела текучести в 3,6 раза превосходит этот показатель для технического железа.

Обращает на себя внимание сравнительно небольшое изменение предела текучести  $\Delta\sigma_{тр}$  при твердорастворном упрочнении ванадием. Это связано с тем, что ванадий практически весь связан в карбидах и не участвует в твердорастворном упрочнении, что согласуется с выводами других авторов [17 – 19].

Крупные карбиды типа  $VC_{0,863}$  в легированном слое характеризуются средним диаметром 3 – 5 мкм, средним межчастичным расстоянием 15 мкм, они не вносят вклада в дисперсионную составляющую упрочнения, поскольку, как было показано в работе [20], существенное упрочнение материала дисперсными частицами достигается при условии их размера до 100 нм и межчастичного расстояния до 500 нм.

Таким образом, наибольший вклад в упрочнение диффузионного слоя при МДХТО вносит дисперсионная составляющая, составившая 380 МПа, которая существенно повышает предел текучести  $\alpha$ -твердого раствора железа по сравнению с исходным состоянием.

Этот вывод подтверждается экспериментально повышением твердости при индентировании, которое в результате микродугового легирования возрастает при нагрузке 100 мН в 3,5 раза по сравнению с ферритом стали 20.

**Выводы.** Механические свойства диффузионного слоя стали после микродугового легирования ванадием закономерно изменяются в соответствии с его фазовым составом. При увеличении доли карбидной фазы растут твердость и модуль упругости при индентировании при одновременном снижении ползучести и доли пластической составляющей в общей работе деформации при индентировании. При ванадировании в микродуговом режиме ведущим фактором упрочнения является дисперсионная составляющая за счет множественных наноразмерных включений карбидного типа, расположенных в основе диффузионного слоя, который представляет собой твердый раствор ванадия в  $\alpha$ -железе. Упрочнение дисперсными частицами в 38 раз превосходит вклад твердорастворного упрочнения.

## 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. Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Сейдман Л.А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей. – М.: Техносфера, 2012. – 464 с.
3. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2-х т. Т. 1 / И.В. Суминов, П.Н. Белкин, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людлин, Б.Л. Крит, А.М. Борисов; под общ. ред. И.В. Суминова. – М.: Техносфера, 2011. – 464 с.
4. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л. Плазменные упрочняющие технологии. – Киев: Наукова думка, 2008. – 216 с.
5. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. – М.: Машиностроение, 2008. – 406 с.
6. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И.Н. Кидин, В.И. Андрущечкин, В.А. Волков, А.С. Холин. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
7. Спиридонов Н.В., Кобяков О.С., Куприянов И.Л. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. – Минск: Вышэйшая школа, 1988. – 155 с.
8. Диффузионные процессы в металлах под действием магнитных полей и импульсных деформаций. Т. 2 / В.Ф. Мазанко, А.В. Покоев, В.М. Миронов и др. – М.: Машиностроение, 2006. – 323 с.
9. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoit V.N. Diffusion Saturation of Carbon Steel Under Microarc Heating // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. Vol. 59. No. 1-2. P. 55 – 59.
10. 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. P. 308 – 312.
11. 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.
12. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. Thermodynamic Analysis of Carbide Layer Formation in Steel with Microarc Saturation by Molybdenum // *Steel in Translation*. 2016. Vol. 46. No. 2. pp. 79 – 82.
13. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // *J. Mater. Res.* 2004. Vol. 19. No. 1. P. 3 – 20.
14. Schuh C.A. Nanoindentation studies of materials // *Materials Today*. 2006. Vol. 9. No. 5. P. 32 – 40.
15. Fuqian Yang, James C.M.L. *Micro and Nano Mechanical Testing of Materials and Devices*. – New York: Springer, 2008. – 387 p.
16. ГОСТ Р 8.748 – 2011. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний. Утв. и введен в действие приказом федерального агентства по техническому регулированию и метрологии от 13 декабря 2011 г. № 1071.
17. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
18. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
19. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: Учебник для вузов. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
20. Конструкционные материалы: Справочник / Б.Н. Арзамасов, В.А. Брострем, Н.А. Буше и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.

Поступила 30 января 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 8, PP. 625–630.

## EVALUATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF DIFFUSION LAYER IN THE PROCESS OF MICROARC STEEL VANADATION

M.S. Stepanov, Yu.M. Dombrovskii, L.V. Davidyan

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

**Abstract.** Traditional processes of thermochemical treatment of steel have a longer duration, so there are proposed the new methods of intensification of diffusion saturation with high-energy impacts on the material surface. In the process of micro-arc alloying the steel product is immersed in a container filled with powder of coal, and is heated by passing electric current. In a powder environment, microdischarges are formed, which are concentrated around the product and create an area of gas discharge with the formation of a carbonaceous gas environment, which enables carburizing of steel. The application of coating containing diffusant allows forming coating of a carbide type due to simultaneous carbon diffusion into alloying elements. The influence of micro-arc surface alloying of steel with vanadium on mechanical properties of diffusion coatings is studied, and the primary mechanism of steel hardening at microarc alloying is revealed. Cylindrical samples of 20 steel were used; the source diffusant was a powder of ferrovandium. Current density on the sample surface was 0.3 A/cm<sup>2</sup>, total duration of the process was 3 min. The mechanical properties of coatings were evaluated by means of indentation using pyramidal indenter, at loads of 2.5 mN, 20 mN and 100mN. The diffusion layer with thickness of 170 – 180 μm consists of a base with hardness of 8 – 9 GPa, containing mild etching inclusions of up to 5 μm with microhardness of 21 – 25 GPa. The base of the layer represents an α-solid solution of vanadium in iron, and inclusions are carbides of VC<sub>0.863</sub> type. By atomic force microscopy it was established, that the surface relief is defined by single, relatively large carbide particles with a size of up

to 3 μm, and by plural nano-sized carbide particles, which act as the strengthening phase, providing high microhardness of the coating. By method of indentation of the hardened layer cross section using different loads hardening effect of the carbide particles is proven. Estimation of possible mechanisms of hardening have shown that the greatest contribution to diffusion layer hardening is made by dispersion component significantly increasing the yield stress of α-solid solution of iron in comparison with the initial state, which is 38 times greater than the contribution of solid-solution hardening.

**Keywords:** surface hardening, steel, thermochemical treatment, diffusion surface saturation, microarc surface alloying, diffusion saturation of steel with vanadium, hard carbide type coating, mechanical properties of coatings.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-8-625-630

## REFERENCES

1. Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki: ucheb. posobie* [Theory and technology of chemical-thermal treatment: Manual]. Moscow; Minsk: Novoe znanie, 2010, 304 p. (In Russ.).
2. Berlin E.V., Koval' N.N., Seidman L.A. *Plazmennaya khimiko-termicheskaya obrabotka poverkhnosti stal'nykh detalei* [Plasma chemical-thermal treatment of the surface of steel parts]. Moscow: Tekhnosfera, 2012, 464 p. (In Russ.).
3. Suminov I.V., Belkin P.N., Epel'fel'd A.V., Lyudin V.B., Krit B.L., Borisov A.M. *Plazmenno-elektroliticheskoe modifitsirovanie poverkhnosti metallov i splavov. V 2-kh t. T. 1* [Plasma-electrolytic

- modification of the surface of metals and alloys. In 2 vols. Vol. 1]. Suminov I.V. ed. Moscow: Tekhnosfera, 2011, 464 p. (In Russ.).
4. Tyurin Yu.N., Zhadkevich M.L. *Plazmennye uprochnyayushchie tekhnologii* [Plasma strengthening technologies]. Kiev: Naukova dumka, 2008, 216 p. (In Russ.).
  5. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyanskii P.A. *Plazmennye tekhnologii. Svarka, nanesenie pokrytii, uprochnenie* [Plasma technologies. Welding, coating, hardening]. Moscow: Mashinostroenie, 2008, 406 p. (In Russ.).
  6. Kidin I.N., Andryushechkin V.I., Volkov V.A., Kholin A.S. *Elektrokhimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Electrochemical and thermal treatment of metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 320 p. (In Russ.).
  7. Spiridonov N.V., Kobayakov O.S., Kupriyanov I.L. *Plazmennye i lazernye metody uprochneniya detalei mashin* [Plasma and laser methods for machine parts hardening]. Minsk: Vysheishaya shkola, 1988, 155 p. (In Russ.).
  8. Mazanko V.F., Pokoev A.V., Mironov V.M. etc. *Diffuzionnye protsessy v metallakh pod deistviem magnitnykh polei i impul'snykh deformatsii. T. 2* [Diffusion processes in metals under the influence of magnetic fields and impulse deformations. Vol. 2]. Moscow: Mashinostroenie, 2006, 323 p. (In Russ.).
  9. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoi V.N. Diffusion saturation of carbon steel under microarc heating. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 1-2, pp. 55–59.
  10. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoi 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.
  11. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Formation of carbide type coating in the process of microarc steel vanadation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 4, pp. 262–267. (In Russ.).
  12. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. Thermodynamic analysis of carbide layer formation in steel with microarc saturation by molybdenum. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 2, pp. 79–82.
  13. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *J. Mater. Res.* 2004, vol. 19, no. 1, pp. 3–20.
  14. Schuh C.A. Nanoindentation studies of materials. *Materials Today*. 2006, vol. 9, no. 5, pp. 32–40.
  15. Fuqian Yang, James C.M.L. *Micro and nano mechanical testing of materials and devices*. New York: Springer, 2008, 387 p.
  16. *GOST R 8.748-2011. Metally i splavy. Izmerenie tverdosti i drugikh kharakteristik materialov pri instrumental'nom indentirovani. Chast' 1. Metod ispytani. Utv. i vveden v deistvie prikazom federal'nogo agentstva po tekhnicheskomu regulirovaniyu i metrologii ot 13 dekabrya 2011 g. № 1071* [GOST R 8.748-2011. Metals and alloys. Measurement of hardness and other characteristics of materials in tool indenting. Part 1. Test method. Approved and put into effect by the order of the Federal Agency for Technical Regulation and Metrology of December 13, 2011, no. 1071]. (In Russ.).
  17. Gol'dshtein M.I., Farber V.M. *Dispersionnoe uprochnenie stali* [Dispersion hardening of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
  18. Gol'dshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metallophysics of high-strength alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 312 p. (In Russ.).
  19. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali: Uchebnyk dlya vuzov* [Special steels: University manual]. Moscow: MISIS, 1999, 408 p. (In Russ.).
  20. Arzamasov B.N., Brostrem V.A., Bushe N.A. etc. *Konstruksionnye materialy: Spravochnik* [Structural materials: Reference book]. Arzamasov B.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 688 p. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The research was carried out on the equipment of the DSTU “Materials” Scientific and Educational Center.
- Information about the authors:**
- M.S. Stepanov**, Cand. Sci. (Eng), Assist. Professor of the Chair “Quality Management” (stepanovms@yandex.ru)
- Yu.M. Dombrovskii**, Dr. Sci. (Eng), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (yurimd@mail.ru)
- L.V. Davidyan**, Postgraduate of the Chair “Physical and Applied Material Science” (Davidyan\_90@mail.ru)

Received January 30, 2018