

8. Borovikov V. *Statistica: isskustvo analiza dannyh na komp'yutere* [Statistica: the art of data analysis on the computer]. Saint Petersburg, Peter Publ., 2001, 656 p. (Rus.)
9. Priklonskiy V.I. *Chislennyye metody* [Numerical methods]. Moscow, MSU Faculty of Physics Publ., 1999, 146 p. (Rus.)
10. Tkachenko I.F., Tkachenko K.I. *Sposib vyznachennja shylnosti metalevyh materialiv do okryhchuvannja* [A method for determining the propensity of metallic materials to embrittlement]. Patent UA, no. 71819 A, 2004. (Ukr.)

Рецензент: Л.С. Малінов
д-р техн. наук, проф., ДВНЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 18.04.2017

УДК 621.658.012.531

© Чабак Ю.Г.¹, Федун В.И.², Ефременко Б.В.³,
Зусин А.М.⁴, Джеренова А.В.⁵

ВЛИЯНИЕ ПОСТ-ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПЛАЗМЕННОГО Fe-C-Mn-Cr-W-V ПОКРЫТИЯ

В статье описано влияние пост-термической обработки (выдержка при 950 °C в течение 80 мин с закалкой в масле) на микроструктурное состояние и микротвердость импульсно-плазменного покрытия, нанесенного с использованием разнородных катодов (стали P18 и высокохромистого чугуна). Показано, что в процессе выдержки происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением дисперсных вольфрам (хром)-содержащих карбидов. Формирование карбидов в основном завершается в течение 40 мин выдержки; это сопровождается 2-3-кратным ростом микротвердости покрытия.

Ключевые слова: плазменно-импульсная обработка, катод, покрытие, карбиды, микроструктура, микротвердость.

Чабак Ю.Г., Федун В.И., Ефременко Б.В., Зусин А.М., Джеренова А.В. Вплив пост-термообробки на мікроструктуру і мікротвердість плазмового Fe-C-Mn-Cr-W-V покриття. У статті описано вплив пост-термічної обробки (витримка при 950 °C протягом 80 хв із загартуванням в маслі) на мікроструктурний стан і мікротвердість імпульсного-плазмового покриття, нанесеного з використанням різнорідних катодів (стали P18 і високохромистого чавуну). Показано, що в процесі витримки відбувається розпад пересиченого твердого розчину з виділенням дисперсних вольфрам (хром)-вміщуючих карбідів. Формування карбідів в основному завершується протягом 40 хв витримки; це супроводжується 2-3-кратним зростанням мікротвердості покриття.

Ключові слова: плазмово-імпульсна обробка, катод, покриття, карбідів, мікроструктура, мікротвердість.

Yu.G. Chabak, V.I. Fedun, B.V. Efremenko, A.M. Zusin, A.V. Dzherenova. Effect of post-heat treatment on the microstructure and microhardness of a plasma sprayed Fe-

¹ канд. техн. наук, ст. преподаватель, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

² ст. преподаватель, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁴ канд. техн. наук, ассистент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁵ ст. преподаватель, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

C-Mn-Cr-W-V coating. The article describes the effect of post-heat treatment (soaking at 950°C for 80 min with consequent oil quenching) on the microstructure and microhardness of a pulse-plasma deposited coating using heterogeneous cathodes (steel T1 and high-chromium (28 wt. % Cr) cast iron) at voltage of 4 kV and current of 10 kA. The coating was deposited by 10 pulses using electrothermal axial plasma accelerator with alternating cathode materials which provided two-layers coating of 120 μm width. Optical and electron scanning microscopy, energy dispersive spectroscopy, microhardness measurement were employed in this work. It has been shown that after the deposition the coating structure is austenite/martensite matrix with minor amount of M₃C carbides and total microhardness of 500-650 HV. In the course of high-temperature soaking the supersaturated solid solution decomposes with the precipitation of dispersed particles of W-rich carbides M₆C, M₂C and Cr-rich carbides M₇C₃, M₂₃C₆, M₃C₂. Carbides precipitate along the grain boundaries making continuous carbide network. The formation of carbides is mainly completed within 40 minutes of holding. Carbides precipitation is accompanied by 2-3 fold increase in the microhardness of the coating. The chromium rich layer possesses higher carbides volume fraction which results in higher microhardness (1265-1750 HV) as compared with W-rich layer (1000-1300 HV).

Keywords: plasma-pulse treatment, cathode, coating, carbides, microstructure, microhardness.

Постановка проблемы и анализ последних исследований и публикаций. Повышение эксплуатационной долговечности деталей машин является актуальной научно-технической задачей. В последние десятилетия все большее развитие получают технологии упрочнения, использующие плазменный нагрев поверхности [1, 2]. К этим технологиям относится импульсно-плазменная обработка (ИПО), позволяющая модифицировать металлическую поверхность за счет фазово-структурных превращений (протекающих в условиях высокоскоростного нагрева/охлаждения [3, 4]), термомодеформационного воздействия и радиационно-стимулированной диффузии атомов вещества плазмы вглубь поверхности. Повышение твердости и износостойкости обработанных ИПО изделий описано в работах Тюрина, Dugman, Espallargos и других авторов [3-7]. Возможность формирования защитных покрытий с помощью ИПО исследована в меньшей степени.

Известно проведение ИПО с помощью электротермического аксиального плазменного ускорителя (ЭАПУ), подробно описанного в [8, 9]. В случае использования расходуемого катода из сплавов с пониженной температурой плавления (сталей, чугунов) ЭАПУ позволяет получать достаточно толстые покрытия (100-150 мкм), обладающие повышенными защитными свойствами. Эти покрытия формируются за счет переноса плазменным потоком микрокапель вещества с поверхности оплавленного катода на обрабатываемую поверхность. В работах [10, 11] описаны микроструктура и твердость ИПО-покрытий, полученных с применением катодов, изготовленных из железо-углеродистых сплавов – сталей Ст3, Р18 и высокохромистого чугуна (28% Cr). Было установлено, в условиях сверхбыстрой кристаллизации микрокапель в таких покрытиях формируется пересыщенный твердый раствор, при этом углерод и карбидообразующие элементы не успевают сформировать карбидную фазу и остаются растворенными в решетке железа. При последующем нагреве при 950°C пересыщенный раствор распадется с выделением большого количества карбидов, что резко повышает твердость и износостойкость покрытий [10]. Таким образом, для повышения трибологических свойств ИПО-покрытий необходимо проводить пост-термическую обработку (post-heat treatment [12]), режим которой должен назначаться с учетом кинетики выделения карбидов из пересыщенного твердого раствора. Кинетика распада пересыщенного раствора в ИПО-покрытиях до сих пор оставалась неизученной, что и предопределило выполнение данной работы.

Цель работы – исследование характера изменения микроструктуры в импульсно-плазменном Fe-C-Mn-Cr-W-V покрытии в процессе высокотемпературной выдержки при пост-плазменной термической обработке.

Изложение основного материала. Методика исследований. Покрытие было получено с помощью ЭАПУ при следующих рабочих параметрах: разность потенциалов на электродах – 4,0 кВ; амплитуда тока в разряде – 10 кА. Покрытие наносили на образцы стали 75Г, применяя

катоды (стержни диаметром 6 мм) из стали P18 (номинального состава 0,73-0,83% С, до 0,5% Si; до 0,5% Mn; 3,8-4,4% Cr; 17-18,5% W; 1,0-1,4% V) и высокохромистого чугуна (2,34% С; 27,39% Cr; 3,13% Mn; 1,26% Si; 0,20% Ti). В исходном состоянии катоды содержали в своей структуре эвтектические карбиды вольфрама M_6C (сталь P18) или эвтектические карбиды хрома M_7C_3 (чугун). В ходе ИПО было произведено 10 импульсов по схеме: пять импульсов – с применением стального катода, последующие пять – с применением чугунного катода. Таким образом, было получено двухслойное покрытие, состоящее из слоя, обогащенного вольфрамом (условное обозначение W18), у границы с основой, и слоя, обогащенного хромом (Cr28), лежащего на поверхности. После нанесения покрытия образцы подвергли пост-плазменной термической обработке по режиму: выдержка при 950°C в течение 10, 20, 40 и 80 мин с последующим охлаждением в масле. Микроструктуру покрытий исследовали на поперечных микрошлифах (травление 4%-м раствором нитала) с применением сканирующего электронного микроскопа JSM-6510 LV (JEOL). Химический состав карбидов определяли с помощью энергодисперсионной спектроскопии на микроанализаторе INCA PentaFET X3 (Oxford Instruments Ltd). Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера Novotest при нагрузке 20-50 г.

Результаты исследований и их обсуждение. В исходном состоянии покрытие представляет собой однородный слаботравящийся слой толщиной примерно 120 мкм, расположенный на поверхности образца (рис. 1, а). Граница между слоями W18 и Cr28 не выявлялась. Рентгеноструктурные исследования ИПО-покрытия были проведены ранее [10], согласно их результатам верхний слой, сформированный высокохромистым чугуном, имел структуру, состоящую преимущественно из аустенита, а также из мартенсита и незначительного количества карбидов цементитного типа. Линии специальных карбидов на дифрактограмме выявлены не были. Микротвердость ИПО-покрытия варьировалась от 500 до 650 HV в пределах всего сечения; различия в микротвердости слоев W18 и Cr28 не выявлено.

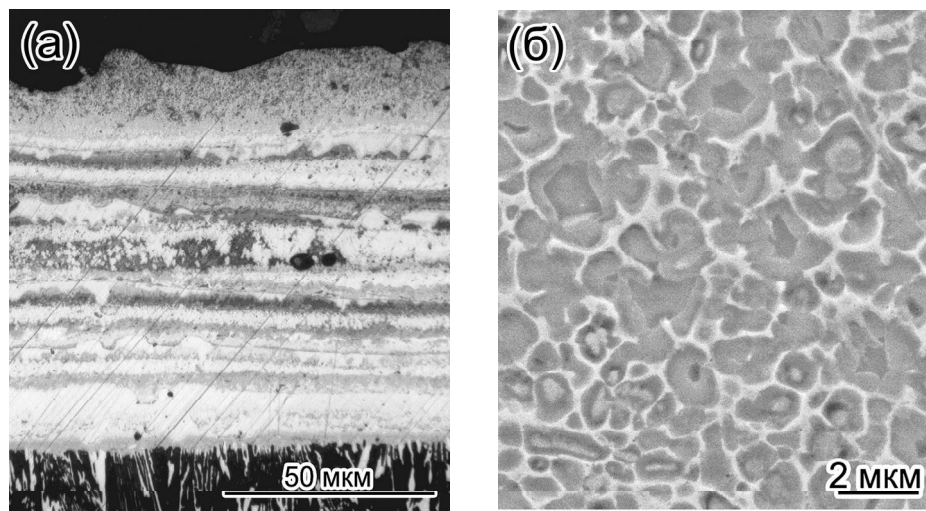


Рис. 1 – Микроструктура покрытия после ИПО: световая (а) и электронная (б) микроскопия

Из рис. 1, а следует, что после ИПО покрытие имеет слоистое строение с чередованием темных и светлых полос. Анализ микроструктуры при большом увеличении (рис. 1, б) показал, что в пределах темных полос по границам зерен залегает тонкая сетка выделений, предположительно являющихся карбидами M_3C (что следует из результатов рентгеноструктурных исследований). Выделение карбидов цементитного типа вызвано частичным распадом твердых α - и γ -растворов при нагреве, вызванном циклическим повышением температуры при повторном импульсном воздействии плазмы [10]. Установлено, что непосредственно после нанесения покрытия в его структуре отсутствуют эвтектические карбиды (M_7C_3 или M_6C), характерные для материалов катода. Это указывает на пересыщенность твердых растворов по углероду и легирующим элементам (W, Cr, V, Mn). Таким образом, ИПО-покрытие находится в неравновесном, термодинамически неустойчивом состоянии.

Пост-плазменная выдержка при 950°C проводилась с целью стабилизации материала покрытия путем термического стимулирования распада пересыщенных твердых растворов. Температура выдержки была выбрана с учетом данных о кинетике выделения вторичных карбидов из первородного аустенита в высокохромистых чугунах. Как показано во многих работах [13-15], выделение карбидов в чугунах с широким диапазоном концентраций хрома максимально быстро протекает при 900-1000°C. Повышение температуры выдержки сверх этих величин повышает растворимость углерода в аустените, что тормозит выделение вторичных карбидов.

Начальная выдержка (10 мин) при 950°C привела к устранению «темно-белой» полосчатости, характерной для ИПО-состояния. Все покрытие приобрело темную окраску, вызванную усилением травимости в связи с началом выделения карбидов из твердого раствора. В отличие от ИПО-состояния после термообработки проявились различия в микроструктуре вольфрамо-содержащего и хромистого слоев (рис. 2, а). В результате нагрева в пределах всего покрытия произошло выделение дисперсных карбидов по границам зерен, при этом сформировалась практически замкнутая карбидная сетка с толщиной выше, чем у сетки в исходном состоянии, показанном на рис. 1, б. Наиболее толстая сетка была характерна для слоя Cr28, т. е. в этой части покрытия распад аустенита протекал более активно, чем в слое W18.

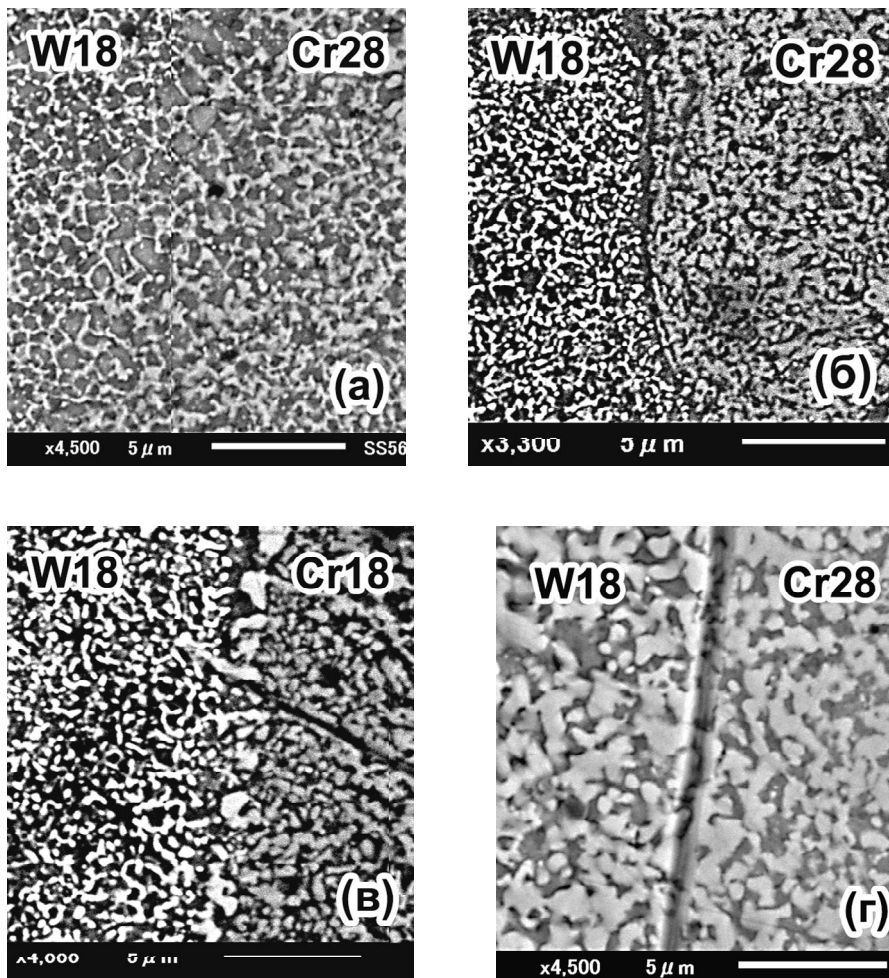


Рис. 2 – Микроструктура покрытия после выдержки при 950°C в течение: а – 10 мин; б – 20 мин; в – 40 мин; г – 80 мин

Выдержка в течение 20 мин не вызвала заметного изменения толщины сетки в слое W18, однако привела к появлению в этом слое большого количества зернистых карбидов, залегающих внутри зерен твердого раствора. За счет этого общая объемная доля карбидов в слое W18 возросла по сравнению с выдержкой 10 мин. В слое Cr28 продолжилось утолщение карбидной сетки, при этом появились и отдельные зернистые включения в теле зерен.

Повышение продолжительности выдержки до 40 мин не вызвало видимых изменений в микроструктуре по сравнению с 20 мин (рис. 2, в). После выдержки в течение 80 мин произошло некоторое укрупнение карбидов в обоих слоях; их количество превысило 50% в площади шлифа. Как следует из рисунка 3, на котором представлено изображение микроструктуры при увеличении 15 тыс. раз, карбиды, залегающие в разных слоях покрытия, отличаются по своей морфологии. В слое W18 присутствуют карбиды двух типов: крупные угловатые включения, объединенные в разорванную сетку, и мелкие округлые включения, расположенные на периферии крупных карбидов и в теле зерен (рис. 3, а). Согласно данным, приведенным в [10, 11], крупные включения являются карбидами $(W, Fe, Cr)_6C$, а мелкие – карбидами $(W, Fe, Cr)_2C$. В слое Cr28 карбиды более однородны, они формируют утолщенную замкнутую сетку; кое-где в структуре отмечаются мелкие сферические включения, залегающие внутри зерен (рис. 3, б). Согласно [10], карбиды в слое Cr28 представлены фазами $(Fe, Cr, Mn)_7C_3$, $(Fe, Cr, Mn)_{23}C_6$ и $(Fe, Cr, Mn)_3C_2$. Карбидная природа включений косвенно подтверждена результатами энергодисперсионного микроанализа, выявившего в крупных включениях слоя W18 повышенное содержание вольфрама (рис. 4, а), а в карбидной сетке слоя Cr28 – высокую концентрацию хрома (рис. 4, б).

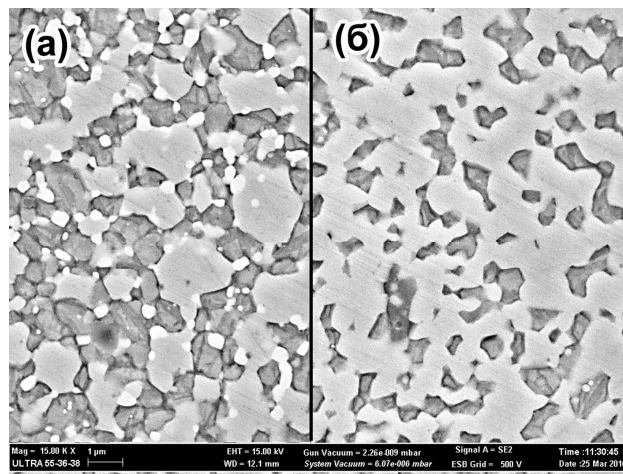


Рис. 3 – Морфология карбидов в слое W18 (а) и Cr28 (б)

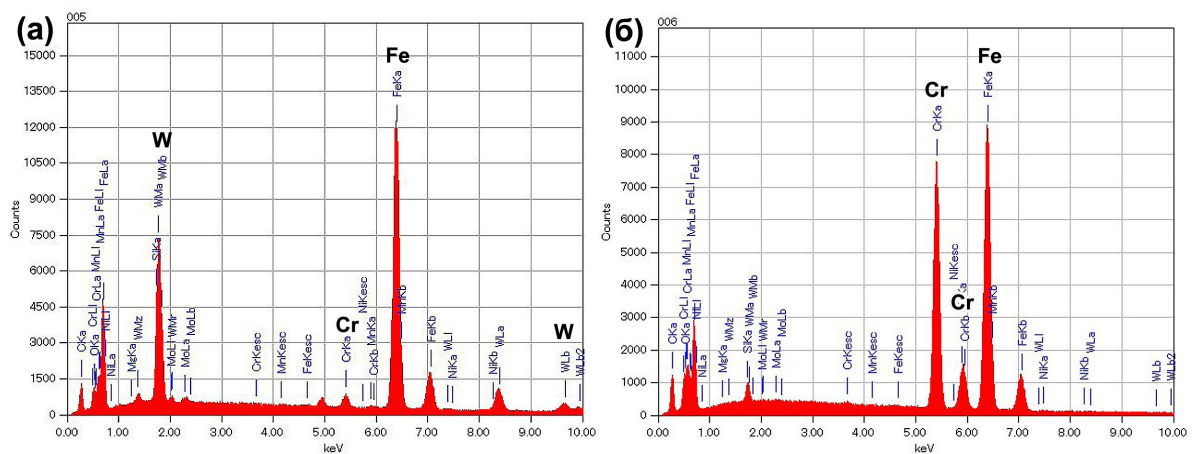


Рис. 4 – Рентгеновские спектры с поверхности карбидов в слоях W18 (а) и Cr28 (б)

Выделение карбидов при пост-термообработке сопровождалось ростом микротвердости покрытия как в слое W18, так и в слое Cr28, причем в последнем слое она росла более интенсивно (рис. 5). Уже начальная выдержка при 950°C привела к повышению микротвердости в среднем на 350 в слое W18 и на 600 HV – в слое Cr28. С наибольшей скоростью микротвердость росла в первые 20 мин выдержки; после 40 мин выдержки она стабилизировалась на

уровне 1265-1750 HV в слое Cr28 и 1000-1300 HV – в слое W18. Причиной изменения микротвердости является выделение карбидных фаз M_7C_3 и M_6C , обладающих высокой твердостью (1300-1800 HV [16]), а также превращением обедненного аустенита в мартенсит при охлаждении по завершении выдержки при 950°C . Отмечается достаточно большой разброс значений в пределах каждого из слоев; это объясняется относительно неравномерным распределением карбидов по сечению слоев. Более высокая твердость слоя Cr28 связана с большей объемной долей карбидов по сравнению со слоем W18, что вызвано повышенным содержанием углерода и хрома в катоде, изготовленном из высокохромистого чугуна.

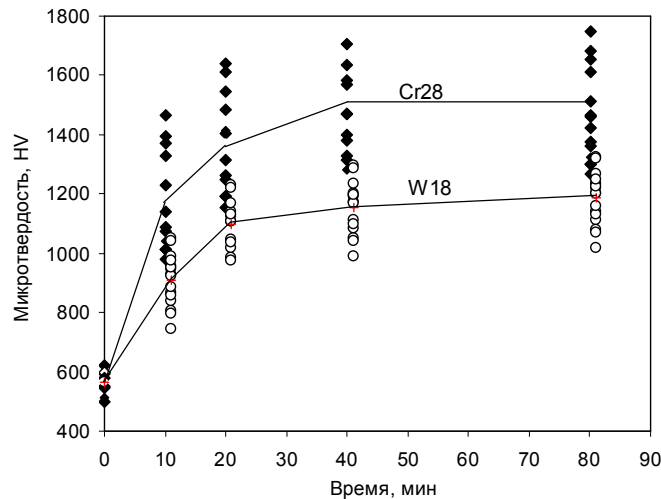


Рис. 5 – Влияние времени выдержки при 950°C на микротвердость различных слоев покрытия

Проведенные исследования показали, что в импульсно-плазменном покрытии, полученном при использовании катодов из стали P18 и высокохромистого чугуна, образование карбидов по эвтектической реакции подавляется сверхбыстрой кристаллизацией переносимого плазмой материала катода. В результате формируется пересыщенный твердый раствор аустенита, который распадается при пост-термической обработке с выделением большого количества карбидов. В данном случае образование карбидов идет за счет твердофазной реакции, стимулируемой повышением диффузии атомов карбидообразующих элементов (главным образом, вольфрама и хрома) при высокой температуре выдержке. Карбиды появляются главным образом вдоль границ зерен, где диффузия требует меньшей энергии активации. Согласно полученным результатам, при 950°C наибольшая доля карбидов возникает в первые 20 мин выдержки, далее идет лишь дополнение выделения карбидов на готовых поверхностях раздела, что приводит к утолщению сформировавшейся ранее карбидной сетки.

Исследование трибологических свойств плазменных покрытий, подвергнутых пост-термической обработке, представляет интерес для дальнейших исследований.

Работа выполнена в рамках проекта (№ 0116U005479), финансируемого Министерством образования и науки Украины

Выводы

Проведением импульсно-плазменной обработки с использованием катодов из Fe-C-сплавов с карбидной эвтектикой (стали P18 и высокохромистого чугуна) получено слоистое Fe-C-Mn-Cr-W-V покрытие толщиной 120 мкм. В напыленном состоянии покрытие имеет микроструктуру, состоящую из аустенитно-мартенситной матрицы с небольшим количеством цементитных карбидов; эвтектические карбиды в покрытии не выявлены.

Пост-плазменная выдержка покрытия при 950°C привела к распаду пересыщенных твердых растворов с выделением большого количества дисперсных карбидов M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C_2 , M_6C и M_2C . Это вызвало повышение микротвердости от 500-650 HV (ИПО-состояние) до 1000-1300 HV – в вольфрамсодержащем слое и до 1265-1750 HV - в высокохромистом слое.

Установлено, что выделение карбидов при 950°C начинается по границам зерен и протекает с наибольшей скоростью в первые 20 мин выдержки. После 40 мин выдержки происходит стабилизация состояния микроструктуры и микротвердости покрытия.

Список использованных источников:

1. Ismail M.I. Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes / M.I. Ismail, Z. Taha // *International Journal of Technology*. – 2014. – Vol. 1. – P. 79-87.
3. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals / S.S. Samotugin [et al.] // *Journal of Superhard Materials*. – 2011. – Vol. 33, № 3. – P. 200-207.
2. Pogrebnjak A.D. Modification of material properties and coating deposition using plasma jets / A.D. Pogrebnjak, Yu.N. Tuyrin // *Physics Uspekhi*. – 2005. – № 48. – P. 487-514.
4. Pulsed plasma treatment of Ti-Al coatings produced by mechanical alloying method / S. Romankov [et al.] // *Materials Letters*. – 2007. – Vol. 26, № 30. – P. 5288-5291.
5. Espallargas N. Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulse plasma nitrided Ni-Cr alloy / N. Espallargas, S. Mischler // *Wear*. – 2011. – Vol. 270, № 7-8. – P. 464-471.
6. Özbek Y.Y. Surface behavior of AISI 4140 modified with pulsed-plasma technique / Y.Y. Özbek, M. Durman // *Materiali in Tehnologije (Materials and Technology)*. – 2015. – Vol. 3, № 49. – P. 441-445.
7. Влияние параметров импульсно-плазменной обработки на структурообразование и свойства стали 40X / А.П. Чейлях [и др.] // *Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Серия : Стародубовские чтения 2014 : Сб. науч. тр. / ГВУЗ «ПГАСА»*. – Днепропетровск, 2014. – Вып. 73. – С. 235-239.
8. Kolyada Yu.E. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches / Yu.E. Kolyada, V.I. Fedun // *Problems of Atomic Science and Technology. Series «Plasma Electronics and New Acceleration Methods»*. – 2015. – № 4. – P. 325-330.
9. Formation mechanism of the metallic nanostructures using pulsed axial electrothermal plasma accelerator / Yu.E. Kolyada [et al.] // *Problems of Atomic Science and Technology. Series «Plasma Electronics and New Acceleration Methods»*. – 2013. – Vol. 86, № 4. – P. 297-300.
10. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness / V.G. Efremenko [et al.] // *Surface and Coating Technology*. – 2016. – Vol. 304. – P. 293-305.
11. Phase-structural composition of coating obtained by pulsed plasma treatment using eroded cathode of T1 high speed steel / Yu.G. Chabak [et al.] // *Problems of Atomic Science and Technology. Series «Plasma Electronics and New Acceleration Methods»*. – 2016. – № 4. – P. 100-106.
12. The post-deposition heat treatment of codeposited Cr₃C₂ and AISI 410 stainless steel using the coaxial laser deposition technique / M. Fenech [et al.] // *Journal of Materials Science*. – 2013. – Vol. 48. – P. 2224-2235.
13. Efremenko V.G. Kinetic parameters of secondary carbide precipitation in high-Cr white iron alloyed by Mn-Ni-Mo-V complex / V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, M.N. Brykov // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – Vol. 22. – P. 1378-1385.
14. Karantzalis A.E. Effect of destabilization heat treatments on the microstructure of high-chromium cast iron: a microscopy examination approach / A.E. Karantzalis, A. Lekatou, E. Diavati // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2009. – Vol. 8. – P. 1078-1085.
15. Bedolla-Jacuinde A. Kinetics of secondary carbide precipitation in a high-chromium white iron / A. Bedolla-Jacuinde, L. Arias, B. Hernandez // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2003. – Vol. 4, № 12. – P. 371-382.
16. Pierson H.O. *Handbook of Refractory Carbides & Nitrides: Properties, Characteristics, Processing and Applications* / H.O. Pierson. – Noyes Publications, 1996. – 362 p.

References:

1. Mohd Idris Shah Ismail, Zahari Taha. Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes. *International Journal of Technology*, 2014, vol. 1, pp. 79-87. (Eng.)
2. Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Kudinova E.V., Samotugina Yu.S. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals.

- Journal of Superhard Materials*, 2011, no. 3, pp. 200-207. (Eng.)
3. Pogrebnjak A.D., Tuyrin Yu.N. Modification of material properties and coating deposition using plasma jets. *Physics Uspekhi*, 2005, no. 48, pp. 487-514. (Eng.)
 4. Romankov S., Mamaeva A., Kaloshkin S.D., Komarov S.V. Pulsed plasma treatment of Ti-Al coatings produced by mechanical alloying method. *Materials Letters*, 2007, vol. 26, iss. 30, pp. 5288-5291. (Eng.)
 5. Espallargas N., Mischler S. Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulse plasma nitrided Ni-Cr alloy. *Wear*, 2011, vol. 270, iss.7-8, pp. 464-471. (Eng.)
 6. Özbek Y.Y., Durman M. Surface behavior of AISI 4140 modified with pulsed-plasma technique. *Materiali in tehnologije – Materials and technology*, 2015, no. 49 (3), pp. 441-445. (Eng.)
 7. Cheilakh A.P., Kutsomelia Yu.Yu., Fedun V.I., Riabikina M.A. Vliianie parametrov impulsno-plazmennoi obrabotki na structuroobrazovanie i svoistva stali 40X [Influence of the parameters of pulse-plasma treatment on the structure formation and properties of steel 40X]. *Stroitel'stvo. Materialovedenie. Mashinostroenie. Seriya : Starodubovskie chteniia 2014 – Building. Materials Science. Mechanical engineering. Series: Starodubov Readings 2014*, 2014, no. 73, pp. 235-239. (Rus.)
 8. Kolyada Yu. E., Fedun V.I. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches. *Problems of Atomic Science and Technology. Series: Plasma Electronics and New Acceleration Methods*, 2015, no. 4, pp. 325-330. (Eng.)
 9. Kolyada Yu. E., Fedun V.I., Tyutyunnikov V.I., Savinkov N.A., Kapustin A.E. Formation mechanism of the metallic nanostructures using pulsed axial electrothermal plasma accelerator. *Problems of Atomic Science and Technology. Series: Plasma Electronics and New Acceleration Methods*, 2013, no. 4 (86), pp. 297-300. (Eng.)
 10. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Lekatou A., Karantzalis A.E., Shimizu K., Fedun V.I., Azarkhov A.Yu., Efremenko A.V. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness. *Surface and Coating Technology*, 2016, vol. 304, pp. 293-305. (Eng.)
 11. Chabak Yu.G., Fedun V.I., Shimizu K., Zurnadzhy V.I., Efremenko V.G. Phase-structural composition of coating obtained by pulsed plasma treatment using eroded cathode of T1 high speed steel. *Problems of Atomic Science and Technology. Series: Plasma Electronics and New Acceleration Methods*, 2016, no. 4, pp.100-106. (Eng.)
 12. Fenech M., Mallia B., Grech M., Betts J.C. The post-deposition heat treatment of codeposited Cr₃C₂ and AISI 410 stainless steel using the coaxial laser deposition technique. *Journal of Materials Science*, 2013, vol. 48, pp. 2224-2235. (Eng.)
 13. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Brykov M.N. Kinetic parameters of secondary carbide precipitation in high-Cr white iron alloyed by Mn-Ni-Mo-V complex. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, pp. 1378-1385. (Eng.)
 14. Karantzalis A.E., Lekatou A., Diavati E. Effect of destabilization heat treatments on the microstructure of high-chromium cast iron: a microscopy examination approach. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2009, vol. 8, pp. 1078-1085. (Eng.)
 15. Bedolla-Jacuinde A., Arias L., Hernandez B. Kinetics of secondary carbide precipitation in a high-chromium white iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003, vol. 4, no. 12, pp. 371-382. (Eng.)
 16. Pierson H.O. Handbook of Refractory Carbides & Nitrides: Properties, Characteristics, Processing and Applications. Noyes Publ., 1996. 362 p. (Eng.)

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 25.04.2017