

ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭРОДИРУЮЩЕГО КАТОДА ИЗ СТАЛИ P18

Ю.Г. Чабак¹, В.И. Федун¹, К. Шимидзу², В.Г. Ефременко¹, В.И. Зурнаджи¹
¹Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина;
²Muroran Institute of Technology, Muroran-city, Hokkaido, Japan
E-mail: julia.chabak@yandex.ua, vgefremenko@gmail.com

Исследовано строение и распределение химических элементов в покрытии, полученном на высокохромистом чугуна плазменной обработкой с применением высокопоточного импульсного электрического разряда при использовании катода из стали P18. Установлено, что в результате плазменной обработки с последующей закалкой формируются модифицированный слой и твердое покрытие, содержащее большое количество карбидов вольфрама. Приведены данные о структурном и фазовом составех, микротвердости и распределении химических элементов по сечению модифицированного слоя и покрытия.

PACS: 52.77. - j

ВВЕДЕНИЕ

Импульсная плазменная обработка (ИПО) находит все более широкое применение в технологиях инженерии поверхности при поверхностном упрочнении деталей машин и инструмента [1–3]. Известны многочисленные работы Ю. Тюрина, А. Погребняка и др., посвященные разработке и применению технологии модифицирования и нанесения защитных покрытий с использованием ИПО, включающей детонационную коммутацию электрического тока ионизированными продуктами взрыва [4–6]. Альтернативным способом генерирования плазменных импульсов является высокоамперный электрический разряд в камере электротермического аксиального плазменного ускорителя (ЭАПУ). Конструкция и физические аспекты функционирования ЭАПУ подробно описаны в работах Ю. Коляды с соавторами [7–9], в которых показаны широкие возможности этого метода применительно к научным и производственным задачам. Плазменная обработка с применением ЭАПУ позволяет осуществлять одновременное модифицирование обрабатываемой поверхности (изменение структуры поверхностных слоев вследствие высокоскоростного нагрева с последующей закалкой на мелкокристаллический мартенсит [9, 10]) и нанесение на нее покрытий заданных свойств и требуемой толщины [6]. Формирование покрытий происходит в результате осаждения атомов, ионов, микрокапель, переносимых плазменным потоком от катода расплавлением и испарением его под действием электрического разряда. В указанных работах сделан упор на выбор параметров режима работы ЭАПУ, оптимальных для получения нанопорошков и поверхностного упрочнения низколегированных сталей, однако не исследовано влияние материала катода на структуру и качество получаемых покрытий. Обычно в качестве катода используют вольфрам [10] или низкоуглеродистую сталь [8, 9].

Высокоуглеродистые сплавы на основе железа традиционно используются для изготовления металлоизделий, подвергающихся в процессе эксплуатации интенсивному изнашиванию. В число этих сплавов входят белые чугуны, легированные Cr, V,

W, Ti, Ni и другими карбидообразующими элементами [11–13]. Эти сплавы содержат в структуре значительную (в десятки процентов) объемную долю высокотвердых фаз (карбидов, карбонитридов, боридов), что обеспечивает им высокую устойчивость к абразивному, эрозионному и другим видам изнашивания. Обычно изделия из белых легированных чугунов подвергают объемной термической обработке; это повышает их эксплуатационные свойства по сравнению с литым состоянием за счет фазово-структурных превращений [14, 15]. Возможность поверхностной обработки легированных чугунов плазменным воздействием остается до сих пор практически неисследованной. В этой связи в данной работе впервые была применена импульсно-плазменная обработка высокохромистого чугуна, при этом впервые был использован новый тип катода, изготовленного из высокоизносостойкого материала. Целью работы являлось исследование структуры и свойств модифицированного слоя и покрытия, сформированных на поверхности 15% Cr-чугуна ИПО с применением катода из быстрорежущей стали P18.

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Основой для ИПО служил чугун следующего химического состава: 2,60% Cr; 1,32% Si; 3,96% Mn; 0,21% Ni; 0,10% V; 0,10% Ti. Из чугунной отливки, полученной литьем в песчаную форму, были вырезаны образцы размерами 10x10x25 мм, которые подвергли отжигу при 650 °С для получения микроструктуры, состоящей из перлитной матрицы и эвтектических хромистых карбидов M_7C_3 .

ИПО образцов проводили с применением ЭАПУ. Конструкция и электрическая схема подключения его описаны в работах [7–9]. ИПО проводили при следующих параметрах: накапливаемое в конденсаторе (1,5 мФ) и подаваемое на электроды напряжение составляет 4 кВ; расстояние между электродами – 50 мм; амплитуда тока – 10 кА. В качестве разрядной камеры использовали трубчатый разрядник РТФ-6-0,5/10У1; центральным электродом служил стержень диаметром 5 мм из стали P18 (0,75% С;

17,92% W; 3,85% Cr; 0,34% Mn; 0,30% Si; 1,07% V). Расстояние от торца ЭАПУ до поверхности образца составляло 50 мм. Обработку проводили в среде воздуха с выполнением 10 импульсов. После ИПО образцы были подвергнуты термической обработке, заключающейся в нагреве до 950 °С, выдержке при этой температуре 2 ч и охлаждении в масле.

Микроструктуру исследовали на поперечных микрошлифах, подготовленных согласно стандартной процедуре и протравленных 4%-м раствором нитала. При этом использовали оптический микроскоп Nikon Eclipse M200 и сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) JEOL JSM-6510 LV. Объемную долю карбидов подсчитывали линейным методом Розиваля, используя СЭМ-изображения микроструктуры. Распределение элементов и локальный фазовый химический состав исследовали с применением энергодисперсионной спектроскопии (EDS) с детектором X-Act detector (Oxford Instruments). Фазовый состав покрытия определяли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в K_{α} -излучении. Микротвердость измеряли на микротвердомере FM-300 (Future-Tech) при нагрузке 50 г.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктурные исследования показали, что в результате примененной обработки на поверхности чугуна сформировался слой толщиной 160...170 мкм, отличный по своему строению от структуры основы (рис. 1). Слой характеризуется большим количеством белых включений на темном фоне. Количество и дисперсность включений изменяется по глубине слоя немонотонным образом, указывая на определенную слоистость покрытия (рис. 2,а). Корреляция между размером и количеством включений отсутствует.

Объемная доля включений по сечению покрытия варьируется от 31 до 61%. Минимальной доле включений соответствует их максимальный размер (средний диаметр 3,0...3,6 мкм), который фиксируется в наружном слое на глубине 25...40 мкм от поверхности. Наиболее дисперсные включения присутствуют на границе покрытия с основным металлом в слое толщиной 15...20 мкм; средний размер включений здесь составляет 1,0 мкм, а их объемная доля – 32%.

Данные рис. 2,б показывают, что покрытие обладает высокой микротвердостью. У самой поверхности микротвердость варьируется в пределах 1230...1270 HV_{50} . На глубине 30...70 мкм интервал значений микротвердости снижается до 1070...1220 HV_{50} , после чего возрастает до 1200...1325 HV_{50} на глубине 90...120 мкм. Ближе к границе покрытия микротвердость вновь понижается до 1110...1260 HV_{50} и далее – до 930...1070 HV_{50} при переходе к структуре основы. Анализ данных (см. рис. 2) показывает, что минимальные значения микротвердости в пределах покрытия соответствуют слою, содержащему наиболее крупные включения при минимальном их количестве.

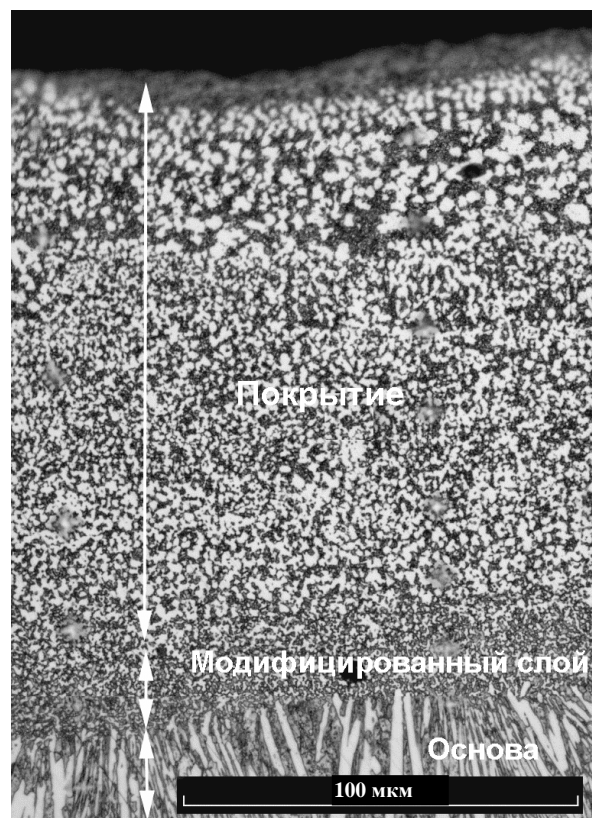


Рис. 1. Микроструктура плазменного покрытия

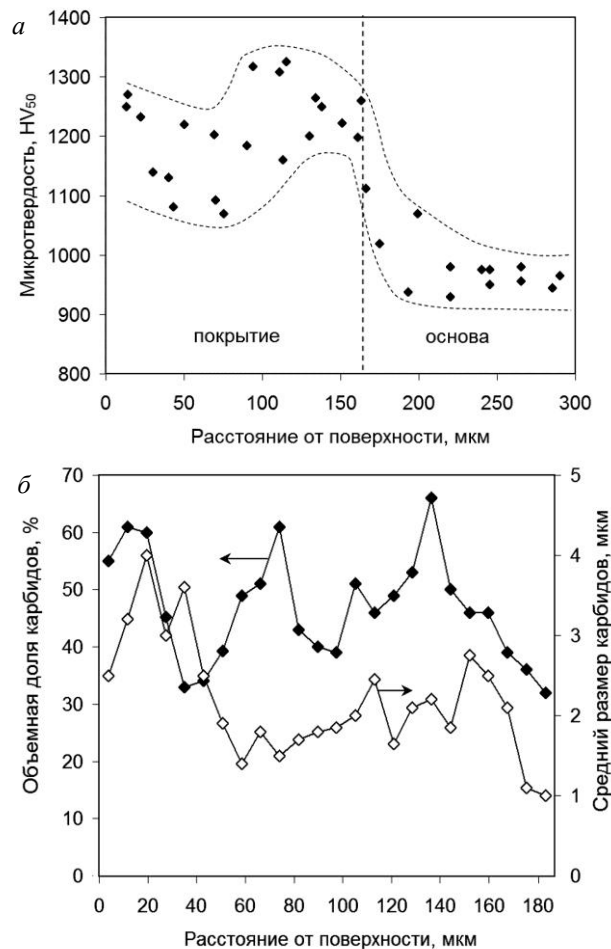


Рис. 2. Распределения микротвердости (а), объемной доли и размеров (б) включений по сечению покрытия

Рентгеноструктурные исследования поверхности покрытия показали наличие в ней двух твердых растворов на базе α - и γ -железа (рис. 3). С учетом того, что покрытие было подвергнуто закалке, названные твердые растворы представляют собой мартенсит и остаточный аустенит. Судя по соотношению интенсивности максимумов (110) α и (111) γ , в металлической основе покрытия превалирует мартенсит. Кроме того, на дифрактограмме были выявлены многочисленные рефлексы, относящиеся к карбидам различных типов (таблица).

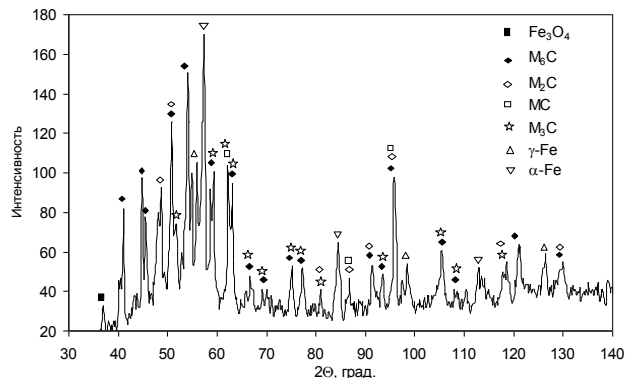


Рис. 3. Дифрактограмма покрытия

Рефлексы карбидных фаз

2 θ , град	d/n	Фазы (hkl)
40,8	2,778	Me ₆ C (400)
44,6	2,550	Me ₆ C (331)
45,7	2,498	MeC (100)
48,6	2,352	Me ₂ C (002)
50,8	2,258	Me ₂ C (111), Me ₆ C (111), M ₃ C (111)
51,8	2,217	M ₃ C (200)
54,0	2,135	Me ₆ C (511)
59,1	1,963	Me ₆ C (440), M ₃ C (211)
62,1	1,877	MC (101), M ₃ C (113)
63,3	1,846	Me ₆ C (442), M ₃ C (122)
66,7	1,763	Me ₆ C (620), Me ₂ C (102), M ₃ C (212)
69,2	1,707	Me ₆ C (622), M ₃ C (023)
75,5	1,583	M ₂ C (003), M ₃ C (130)
77,3	1,551	Me ₆ C (551), M ₃ C (311)
81,7	1,482	M ₂ C (110), M ₃ C (222)
86,8	1,410	MC (002), M ₂ C (111)
91,5	1,353	Me ₆ C (733), M ₂ C (103)
93,5	1,330	Me ₆ C (644), M ₃ C (230)
95,7	1,307	Me ₆ C (822), Me ₂ C (200), MC (111)
105,5	1,217	Me ₆ C (733), M ₃ C (322)
108,5	1,194	Me ₆ C (664), M ₃ C (025)
118,5	1,127	M ₂ C (202), M ₃ C (330)
121,0	1,113	Me ₆ C (933)
129,7	1,070	Me ₆ C (773), M ₂ C (104)

Ряд дифракционных максимумов соответствует межплоскостным расстояниям нескольких карбидов, поэтому идентификация фаз по этим максимумам является затруднительной. По аутентичным

пикам однозначно определили присутствие карбидов Me₆C, Me₂C, MC и M₃C. Судя по интенсивности пиков, среди карбидных фаз наибольшая доля приходится на специальный карбид вольфрама Me₆C; количество карбидов MC и легированного цементита M₃C минимально. Поскольку покрытие было нанесено с использованием катода из стали P18, можно полагать, что включения, выявленные в структуре покрытия, являются в основном карбидами на базе вольфрама (W₃Fe₃)C [16].

Этот вывод был подтвержден исследованием межфазного распределения химических элементов в пределах покрытия, проведенным с помощью EDS-анализа. На рис. 4,а изображены структура покрытия во вторичных электронах («secondary electrons» – SEI-режим) и распределения W, Cr и Fe (mapping) в пределах этого же участка структуры.

Как следует из рис. 4,а, карбиды Me₆C представляют собой массивные участки, объединенные в сплошную толстую сетку, окаймляющую границы зерен. Согласно рис. 4,б–г, карбиды Me₆C обогащены вольфрамом и хромом, но обеднены железом. Участки матрицы, прилегающие к карбидам, также имеют повышенную концентрацию вольфрама и хрома, а более удаленные от карбидов участки обогащены железом. Точечный EDS-анализ показал, что карбиды Me₆C содержат 6,99% C; 6,17% Cr; 70,57% Fe; 14,93% W (рис. 5,а).

Кроме карбидов Me₆C в структуре присутствуют мелкие зернистые карбиды, которые видны на рис. 4,а, как ярко белые точки, расположенные как в матрице, так и по границам крупных включений. Судя по рис. 4,б, зернистые карбиды содержат гораздо больше вольфрама, но меньше хрома, чем карбиды Me₆C (результаты EDS-анализа: 7,32% C, 1,82% Cr, 66,09% Fe, 22,32% W (см. рис. 5,б)). Такое распределение элементов указывает на то, что зернистые карбиды представляют собой карбид на базе вольфрама Me₂C.

Значения концентрации вольфрама в карбидах Me₆C и Me₂C, полученные EDS-методом, представляются заниженными примерно в два раза от ожидаемой величины [16]. Следует признать, что количественный EDS-метод неточно характеризует состав карбидов, поскольку в связи с их малым размером на результаты анализа в значительной мере влияют окружающие участки матрицы.

Микроанализ показал неоднородное распределение вольфрама и хрома в пределах покрытия. На рис. 6 приведен участок покрытия, прилегающий к основе. Изображение дано как во вторичных электронах (см. рис. 6,а), так и в отраженных электронах («back-scattered electrons» – BEC-режим) (см. рис. 6,б). Последний режим позволяет выявлять распределение элементов, отличающихся атомным номером: участки, обогащенные тяжелыми элементами (с повышенным Z), имеют более светлую окраску и наоборот.

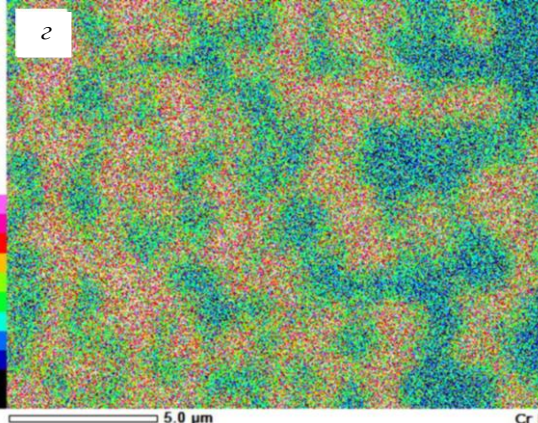
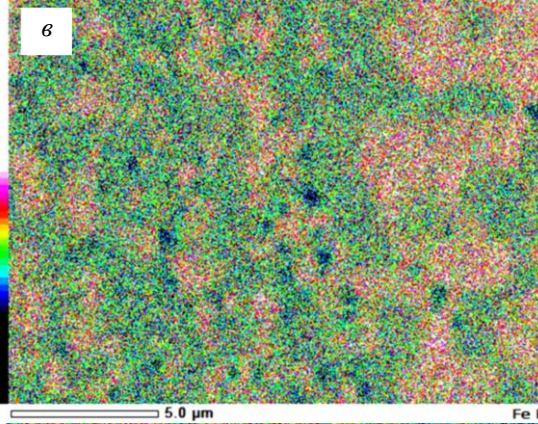
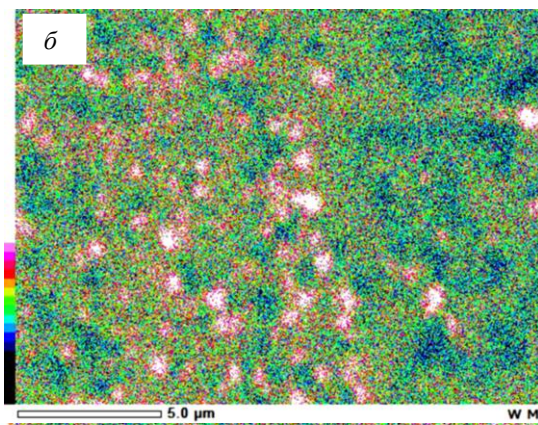
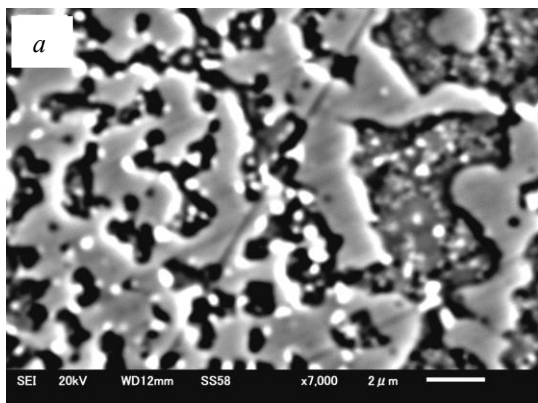


Рис. 4. SEI-изображение участка микроструктуры покрытия (а) и распределения на этом участке W (б), Fe (в) и Cr (г)

Из сопоставления SEI- и ВЕС-изображений следует, что участок покрытия с крупными карбидами M_6C имеет более светлый фон, т. е. он обогащен тяжелым элементом (вольфрамом).

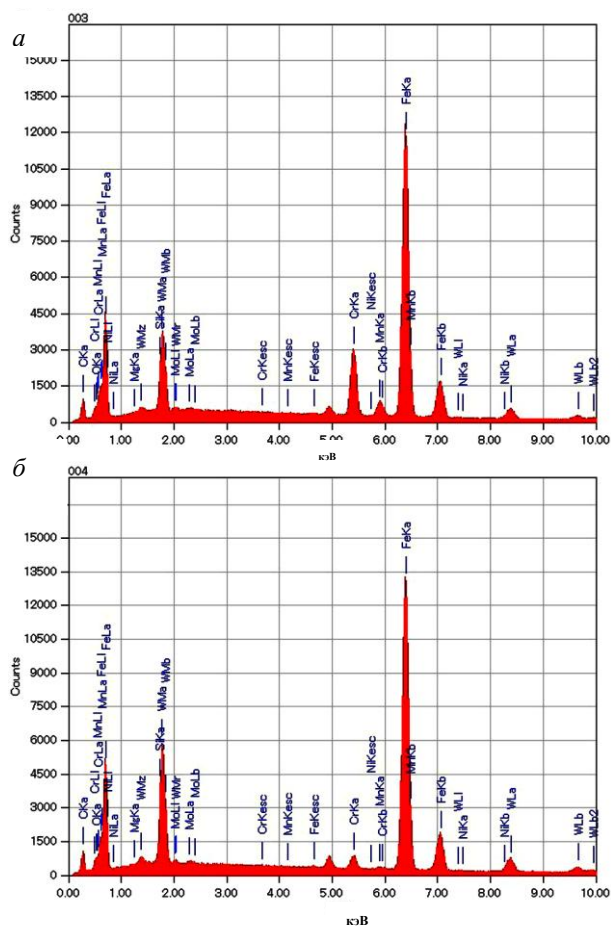


Рис. 5. EDS-спектры карбидов M_6C (а) и M_2C (б)

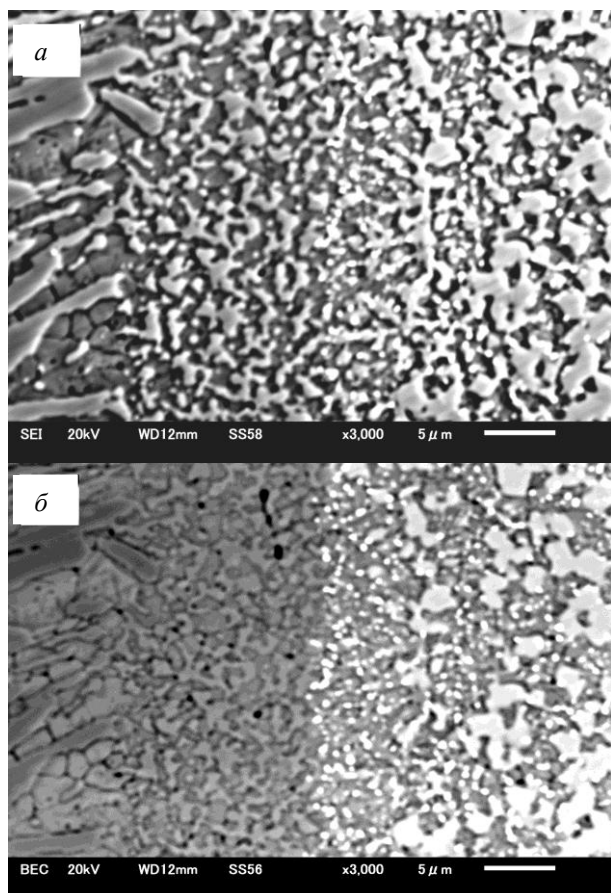


Рис. 6. Структура переходной зоны покрытия: SEI- (а) и ВЕС-изображения (б)

Повышенное количество этого элемента отмечается в карбидах M_6C и особенно в зернистых карбидах M_2C (см. ярко белые точки на рис. 6,б). Участок покрытия, прилегающий к основе (чугуну), отличается более темным фоном, т. е. в нем вольфрам либо отсутствует, либо присутствует в малом количестве. Карбиды в этом слое имеют более светлую окраску по сравнению с эвтектическими (крупными) карбидами основы. Последнее указывает на то, что карбиды в переходном слое обогащены железом в отличие от эвтектических карбидов, обогащенных более легким хромом. Отсутствие вольфрама в переходном слое и пониженное содержание хрома в карбидах этого слоя подтверждаются распределением элементов вдоль линии сканирования (рис. 7).

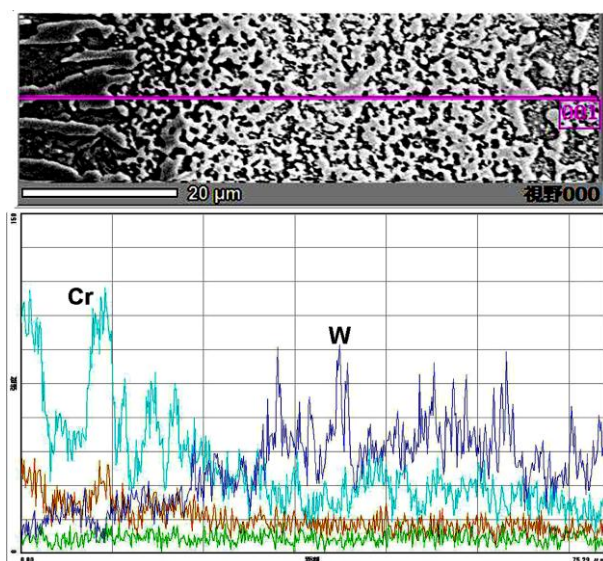


Рис. 7. Распределение элементов по сечению переходного слоя между покрытием и основой

Исследование распределения химических элементов в пределах переходного слоя между покрытием и основой позволяет полагать, что этот слой представляет собой измененный плазменным воздействием приповерхностный слой чугуна. Очевидно, он сформировался в результате оплавления поверхности при нагреве плазменным импульсом. Оплавление было облегчено относительно невысокой температурой солидус чугуна в связи с присутствием в структуре легкоплавкой карбидной эвтектики. При плавлении произошло растворение эвтектических карбидов и насыщение жидкости хромом. При застывании слоя в нем сформировался пересыщенный хромом твердый раствор, который в результате нагрева под закалку распался с выделением карбидов. По размеру эти карбиды намного уступают эвтектическим карбидам, при этом они содержат меньше хрома, что говорит об их метастабильности и промежуточном характере. Переходной слой обладает более высокой микротвердостью по сравнению с основной структурой чугуна, что говорит о его модифицировании под воздействием плазмы. Следует отметить, что между переходным слоем и покрытием отсутствует какая-либо четко выраженная граница, т. е. формирование модифицированного слоя шло практически одновременно с кристал-

лизацией на нем материала катода. Это фактически обеспечило эффект наплавки с получением прочной зоны сплавления. Таким образом, модифицированный слой явился своеобразной подложкой, обеспечивающей прочную связь покрытия с основой.

Рентгеноструктурные исследования показали, что покрытие содержит обогащенные вольфрамом карбиды – стабильные (M_6C , MC) и метастабильный (M_2C). Последний при застывании частично превращается при повышенных температурах по реакции: $M_2C + \gamma Fe \rightarrow M_6C + MC$ [16]. Если предположить, что материал катода переносился на поверхность в виде капель жидкости, то при сверхбыстрой кристаллизации мог возникнуть пересыщенный твердый раствор компонентов, входящих в состав катода [17]. Из этого раствора при нагреве под закалку выделилось большое количество карбидов вольфрама. Подобное явление наблюдается в высокохромистых чугунах при распаде первичного аустенита в области высоких температур (дестабилизация) [18]. Однако, если в чугунах выделяются изолированные нанодисперсные карбиды хрома [19], то в плазменном покрытии образовались массивные карбиды вольфрама в виде карбидной сетки. Очевидно, что на характер выделяющихся карбидов оказывают влияние как субструктура твердого раствора, так и степень его пересыщения по углероду и вольфраму.

Отличием структуры покрытия от структуры катода является существенно более высокая объемная доля карбидной фазы. Если в быстрорежущих сталях количество карбидов не превышает 20% [20], то в полученном плазменном покрытии объемная доля карбидов достигает 61%. Можно предположить, что в процессе ИПО переносимый материал катода дополнительно насыщался углеродом, что и послужило причиной роста количества карбидов. Испарение бакелитовой бумаги во внутреннем канале ЭАПУ в момент действия разряда могло приводить к насыщению плазмы ионами углерода, которые переносились на поверхность микрокапель, насыщая жидкость углеродом.

Таким образом, проведенные исследования показали, что ИПО может успешно применяться для поверхностного упрочнения белого высокохромистого чугуна. Использование электротермического плазменного ускорителя позволяет параллельно осуществлять модифицирование основы и нанесение покрытия значительной толщины. В этом процессе вещество катода играет ключевую роль, поскольку именно оно является источником атомов, формирующих импульсно-плазменное покрытие. Для формирования износостойких покрытий в качестве катода целесообразно использовать материалы, содержащие повышенное количество карбидообразующих элементов. В данном случае была использована инструментальная высоковольфрамовая сталь, хотя возможны и другие варианты, например, белые чугуны, спеченные материалы, композиты и т. д. Выбор оптимального материала катода для получения покрытий с заданными свойствами представляет научный интерес и требует дополнительных исследований.

ВЫВОДЫ

1. Впервые проведено импульсно-плазменное упрочнение белого чугуна с 15% Cr с применением ЭАПУ. В результате 10 импульсов на поверхности получены модифицированный слой чугуна с измельченной структурой и плотное покрытие толщиной 150 мкм.

2. После ИПО и закалки от 950 °С в покрытии сформировалась структура, состоящая из мартенситно-аустенитной матрицы и 31...61% карбидов M_6C , M_2C и MC , обогащенных вольфрамом. Получены следующие значения микротвердости: в модифицированном слое – 1110...1260 HV_{50} ; в покрытии – 1070...1325 HV_{50} ; в основе – 930...1070 HV_{50} .

3. ИПО с использованием ЭАПУ сопровождается насыщением покрытия углеродом, что приводит к повышению объемной доли карбидов в покрытии относительно материала катода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. S. Romankov, A. Mamaeva, S.D. Kaloshkin, S.V. Komarov. Pulsed plasma treatment of Ti-Al coatings produced by mechanical alloying method // *Materials Letters*. 2007, v. 26, issue 30, p. 5288-5291.
2. Y.Y. Özbek, H. Akbulut, M. Durman. Surface behavior of AISI 4140 modified with the pulsed-plasma technique // *Materials and Technology*. 2015, v. 49, issue 3, p. 441-445.
3. N. Espallargas, S. Mischler. Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulse plasma nitrided Ni-Cr alloy // *Wear*. 2011, v. 270, issue 7-8, p. 464-471.
4. M. Kovaleva, Yu. Tyurin, N. Vasilik, O. Kolisnichenko, M. Prozorova, M. Arsenko, E. Danshina. Deposition and characterization of Al_2O_3 coatings by multi-chamber gas-dynamic accelerator // *Surface and Coatings Technology*. 2013, v. 232, p. 719-725.
5. N.J. Vasilik, Y.N. Tyurin, O.V. Kolisnichenko, M.G. Kovaleva, M.S. Prozorova, M.Y. Arsenko. Properties, peculiarities and applications of powder coatings formed by multi-chamber detonation sprayer // *Applied Mechanics and Materials*. 2014, v. 467, p. 179-184.
6. А.Д. Погребняк, Ю.Н. Тюрин. Импульсно-плазменная модификация свойств поверхности и нанесение покрытий // *Успехи физики металлов*. 2003, т. 4, с. 1-66.
7. Yu.E. Kolyada, V.I. Fedun, V.I. Tyutyunnikov, N.A. Savinkov, A.E. Kapustin. 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, N 4(86), p. 297-300.
8. Yu.E. Kolyada, V.I. Fedun. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches // *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Plasma Electronics and New Acceleration Methods"*. 2015, N 4, p. 325-330.
9. Yu.E. Kolyada, A.A. Bizyukov, O.N. Bulanchuk, V.I. Fedun. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in the technologies // *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Plasma Electronics and New Acceleration Methods"*. 2015, N 4, p. 319-324.
10. S.S. Samotugin, V.I. Lavrinenko, E.V. Kudina, Yu.S. Samotugina. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals // *Journal of Superhard Materials*. 2011, N 3 (33), p. 200-207.
11. V.G. Efremenko, K. Shimizu, A.P. Cheiliakh, T.V. Kozarev'ska, Yu.G. Chabak, H. Hara, K. Kusumoto. Abrasive wear resistance of spheroidal vanadium carbide cast irons // *Journal of Friction and Wear*. 2013, issue 34, p. 466-474.
12. H. Gasan, F. Erturk. Effects of a destabilization heat treatment on the microstructure and abrasive wear behavior of high-chromium white cast iron investigated using different characterization techniques // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013, v. 44, issue 11, p. 4993-5005.
13. V.G. Efremenko, K. Shimizu, A.P. Cheiliakh, T.V. Kozarevskaya, K. Kusumoto, and K. Yamamoto. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2014, v. 21, p. 1096-1108.
14. A. Bedolla-Jacuinde, F.V. Guerra, I. Mejía, J. Zuno-Silva, M. Rainforth. Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons // *Wear*. 2015, v. 332-333, p. 1006-1011.
15. V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, M.N. Brykov. 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, v. 22, p. 1378-1385.
16. A.S. Chau. Microstructural and properties evaluation of M2 high speed steel after inoculating addition of powder W and WC // *Materials Science and Technology*. 2014, v. 30, N 9, p. 1105-1115.
17. Y.Y. Özbek, H. Akbulut, M. Durman. Surface properties of M2 steel treated by pulse plasma technique // *Vacuum*. 2015, v. 122, part A, p. 90-95.
18. V. Efremenko, K. Shimizu, Yu. Chabak. Effect of destabilizing heat treatment on solid-state phase transformation in high-chromium cast irons // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013, v. 44, issue 12, p. 5434-5446.
19. Yu.G. Chabak, V.G. Efremenko. Change of secondary-carbides' nanostate in 14.5% Cr cast iron at high-temperature heating // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2012, v. 34, N 9, p. 1205-1220 (in Russian).
20. R.A. Nogueira, O.C.S. Ribeiro, M.D.M. Neves, L. Salgado, F.F. Ambrozio. Effect of heat treatment on microstructure of commercial and vacuum sintered high speed steels AISI M2 and T15 // *Materials Science Forum*. 2005, v. 498-499, p. 186-191.

Статья поступила в редакцию 21.03.2016 г.

**ФАЗОВО-СТРУКТУРНИЙ СКЛАД І ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТЯ,
ОТРИМАНОВОГО ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВОЮ ОБРОБКОЮ З ВИКОРИСТАННЯМ
КАТОДА ЗІ СТАЛІ P18, ЩО ЕРОДУЄ**

Ю.Г. Чабак, В.І. Федун, К. Шимідзу, В.Г. Єфременко, В.І. Зурнаджи

Досліджено будову і розподіл хімічних елементів у покритті, отриманому на високохромистому чавуні плазмовою обробкою із застосуванням потужнострумового імпульсного електричного розряду при використанні катода зі сталі P18. Встановлено, що в результаті плазмової обробки формується модифікований шар чавуну і покриття, яке містить велику кількість карбідів вольфраму і має високу твердість. Наведено дані про структурний і фазовий склади, мікротвердості і розподілу хімічних елементів по перерізу модифікованого шару і покриття.

**PHASE-STRUCTURAL COMPOSITION OF COATING OBTAINED BY PULSED PLASMA
TREATMENT USING ERODED CATHODE OF T1 HIGH SPEED STEEL**

Yu.G. Chabak, V.I. Fedun, K. Shimizu, V.G. Efremenko, V.I. Zurnadzhy

The structure and distribution of chemical elements in the coating obtained in the high-chromium cast iron by plasma treatment with a high-current pulsed electric discharge using a cathode made of T1 high speed steel (18% W) are investigated. It is found that the plasma treatment followed by quenching result in formation of modified layer and hard coating with large amount of tungsten carbides. The data on the structural and phase composition, microhardness and distribution of chemical elements in the cross section of the modified layer and coating are presented.