

УДК 621.791.927.2

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКЕ СТАЛИ 10P6M5 НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЯ. НАПЛАВКА ОДИНОЧНОГО ВАЛИКА (Ч. I)

Хайдарова Анна Александровна,

канд. техн. наук, доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ, Россия, 634050, г. Томск, пр. Ленина, д. 30. E-mail: haydarova@tpu.ru

Гнюсов Сергей Федорович,

д-р техн. наук, профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ, Россия, 634050, г. Томск, пр. Ленина, д. 30. E-mail: gnusov@rambler.ru

Определяющим параметром при плазменной наплавке является тепловложение, которое можно регулировать силой сварочного тока и скоростью перемещения источника нагрева. Увеличение тепловложения в значительной степени может оказывать влияние на формирование структуры и свойств наплавляемого материала. В связи с этим выбор параметров режима плазменной порошковой наплавки при восстановлении или упрочнении поверхности детали, например торцевых уплотнений, используемых для насосов нефтедобычи, нефтеперевозки и нефтепереработки, является актуальной задачей. Однопроходную плазменную наплавку промышленным порошком стали 10P6M5 с гранулометрическим составом 100...350 мкм производили на пластины из стали 20 размером 400×150×10 мм. В качестве транспортирующего, защитного и плазмообразующего газа использовался аргон. Наплавку производили на установке УПН-303УХЛ4. В работе использовали плазмотрон с внутренней схемой ввода порошка в дугу. Для изменения погонной энергии использовали режимы с различными значениями силы тока и скорости наплавки. Проведен анализ влияния погонной энергии при плазменной порошковой наплавке одиночного валика на формирование его структурно-фазового состава и твердости. Анализ микроструктур проводили с помощью оптического микроскопа Olympus GX 51 с комплектом прикладных программ SIAMS 700, сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения JSM-7500FA, снабженного системой энергодисперсионного микроанализа производства JEOL, рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре XRD-7000S в фильтрованном $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Показано, что с ростом величины погонной энергии плазменной порошковой наплавки от 20 до 42 кДж/см увеличивается ширина наплавляемого валика в два раза и глубина проплавления основного металла от 0,2 до 0,9 мм. Установлено, что при увеличении тепловложения в процессе наплавки происходит снижение доли эвтектики в объеме наплавленного металла в 2 раза, увеличение количества мартенсита в объеме матрицы с 72 до 84 % и среднего размера частиц карбидов ванадия с 0,75 до 2 мкм. При малом тепловложении вблизи границы сплавления и в верхней части наплавленного валика формируется слой материала толщиной ~100...150 мкм, в котором фиксируется увеличение количества дисперсных карбидов до ~4 %, а эвтектическая сетка карбидов отсутствует. При увеличении погонной энергии до 25 кДж/см средняя величина микротвердости сохраняется на уровне 860 HV, с ростом тепловложения до 30 кДж/см она падает до 780...790 HV и далее остается неизменной при дальнейшем росте тепловложения.

Ключевые слова:

Плазменная порошковая наплавка, наплавка порошком стали 10P6M5, микроструктура, эвтектика, карбиды типа M_6C и VC , твердость.

Введение

В настоящее время активно проводятся исследования по модификации [1–5] приповерхностного объема сталей и сплавов концентрированными потоками энергии: сварка (в том числе и разнородных материалов) [6–8], термическая обработка [9] и упрочнение рабочих поверхностей наплавкой композиционными порошками [10, 11]. Наиболее широко для наплавки и легирования используется электронный луч в вакууме [12–15] и выведенный в атмосферу [16], плазменная порошковая наплавка (ППН) [17]. Из наплавочных материалов широкое распространение получили промышленные порошки 10P6M5, ПХ-18ФНМ, ПГС-17 либо специально подготовленные смеси на основе аустенитной или аустенитно-мартенситной матрицы,

дополнительно легированные карбидами вольфрама, титана, ванадия или хрома [18].

В ряде технологических процессов восстановления или изначального формирования покрытий эффективнее использовать плазменную порошковую наплавку из-за высокой концентрации тепловой мощности, малого перемешивания наплавляемого материала с основой, сложной геометрии наплавляемой детали. Однако при ППН по сравнению с вакуумной электронно-лучевой наплавкой объем ванны расплава увеличивается в 5...25 раз (размер ванны расплава для вакуумной электронно-лучевой наплавки изменяется в интервале ~20...100 мм³, вневакуумной – ~2500...4000 мм³ и ППН – ~100...2500 мм³), что будет существенно влиять на изменение структурно-фазового состава покрытия.

Определяющим параметром при плазменной наплавке является тепловложение, на которое влияет сила сварочного тока и скорость перемещения источника нагрева [10]. Увеличение погонной энергии наплавки в значительной степени может оказывать влияние на формирование структуры и свойств наплавляемого материала как за счет роста доли участия основного металла, так и за счет перегрева ванны расплава. В связи с этим выбор параметров режима плазменной порошковой наплавки при восстановлении или упрочнении поверхности детали является актуальной задачей.

Целью работы является исследование влияния погонной энергии при плазменной порошковой наплавке одиночного валика порошком стали 10P6M5 на формирование его структурно-фазового состава и твердости.

Материал, оборудование и методы исследования

В работе производили однопроходную плазменную наплавку промышленным порошком стали 10P6M5 с гранулометрическим составом 100...350 мкм на пластины из стали 20 размером 400×150×10 мм. Постоянным параметром режима наплавки был расход: транспортирующего и защитного газа (10...16 л/мин), плазмообразующего газа (2 л/мин), а также порошка (1,9 кг/ч). Наплавку производили на установке УПН-30ЗУХЛ4. В работе использовали плазмотрон с внутренней схемой ввода порошка в дугу.

Для изменения погонной энергии использовали режимы с различными значениями силы тока и скорости наплавки. Эффективную погонную энергию рассчитывали согласно ГОСТ Р ИСО 857-1-2009 «Сварка и родственные процессы. Словарь». Эффективный КПД нагрева изделия дугой принимали равным 0,55...0,63. Напряжение на дуге составляло 35...45 В. В таблице представлены параметры режимов наплавки, где I – сила тока, $V_{\text{нап}}$ – скорость наплавки, $q_{\text{п}}$ – погонная энергия наплавки.

Измерение геометрических размеров наплавленных валиков производили в пяти произвольных точках на участке установившегося режима наплавки. Структурно-фазовый анализ наплавленных покрытий производили в поперечном и продольном сечениях (рис. 1). Поперечное сечение

выполняли в центральной части наплавки, продольное сечение выполняли на расстоянии 1/3 высоты наплавленного слоя от наплавляемой поверхности.

Таблица. Режимы плазменно-порошковой наплавки
Table. Modes of plasma-powder surfacing

Режим наплавки Surfacing mode	I , А	$V_{\text{нап}}$, см/с (cm/s)	$q_{\text{п}}$, кДж/см (kJ/cm)
1	160	0,17	20
2	220	0,21	25
3	160	0,13	30
4	200	0,17	32
5	220	0,17	37
6	220	0,13	42

Структуру наплавленных покрытий исследовали с помощью оптического микроскопа Olympus GX 51 с комплектом прикладных программ SI-AMS 700. Химическое травление микрошлифов проводили методом окупания предварительно отполированной поверхности в 4 % спиртовой раствор HNO_3 с выдержкой в течение 20...60 секунд. Растровую электронную микроскопию наплавленных покрытий проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения JSM-7500FA, снабженного системой энергодисперсионного микроанализа производства JEOL, позволяющего проводить элементный анализ. Фазовый состав покрытий исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на рентгеновском дифрактометре XRD-7000S в фильтрованном $\text{CuK}\alpha$ -излучении в интервале углов 2Θ 15...150° с шагом 0,05°. Для количественного фазового анализа использовали значения интегральной интенсивности дифракционных линий.

Микротвердость покрытий в поперечном и продольном сечениях измеряли на приборе HVS-1000 с шагом по глубине 150 мкм при нагрузке 5 Н.

Результаты и обсуждения

На рис. 2 представлены изменения ширины валиков (b) и глубины проплавления © основного металла в зависимости от величины погонной энергии при ППН. При неизменном объеме присадочного материала, поступающего в ванну расплава, с

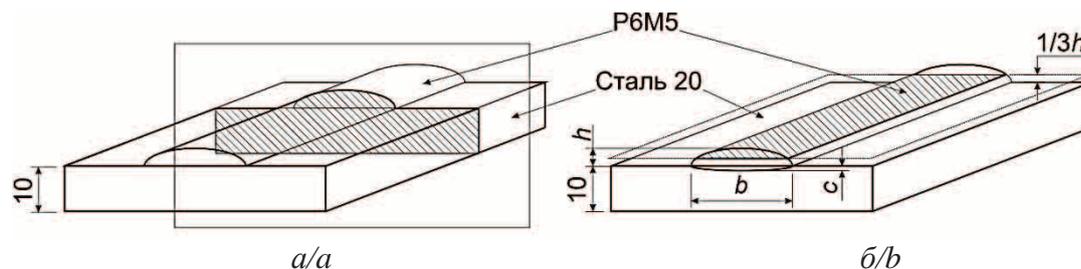


Рис. 1. Поперечное (а) и продольное (б) сечения наплавленных образцов, в которых производился структурно-фазовый анализ упрочненных слоев

Fig. 1. Cross-section (a) and longitudinal section (b) of the samples deposited where the structural-phase analysis of hardened layers was carried out

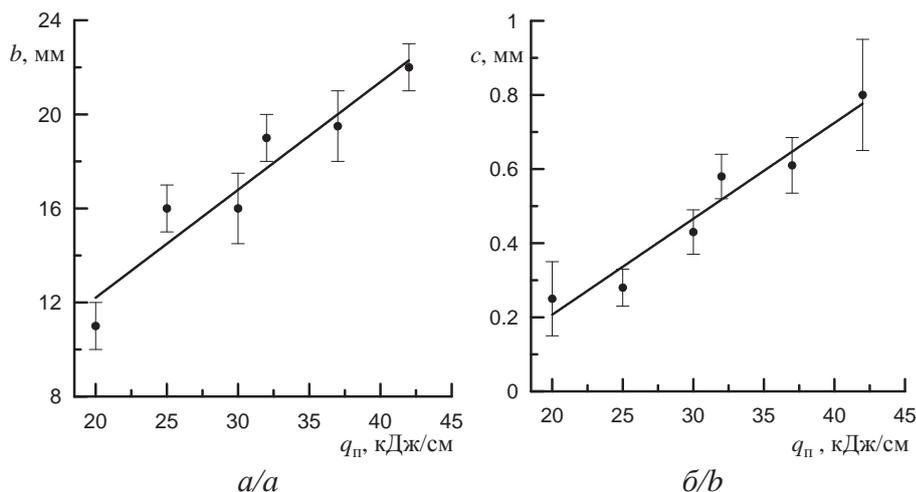


Рис. 2. Изменения b – ширины наплавляемых валиков (а) и c – глубины проплавления (б) основного металла при увеличении погонной энергии плазменной наплавки

Fig. 2. Changes in b – the width of the rollers deposited (a) and c – the depth of penetration (b) of the main metal when decreasing heat input of plasma surfacing

ростом величины погонной энергии наплавки повышается усваиваемость порошка и улучшается смачиваемость наплавляемой поверхности. Все это приводит к увеличению ширины наплавляемого валика практически в два раза (рис. 2, а) и к росту глубины проплавления основного металла от 0,2 до 0,9 мм (рис. 2, б).

Увеличение доли участия основного металла в наплавленном слое сказывается на формировании его структуры. На основе данных РСА (рис. 3) и оптической металлографии (рис. 4, а) структурно-фазовый состав наплавленного металла представляет собой аустенитно-мартенситную матрицу с сеткой эвтектических карбидов типа M_6C «скелетно-реберной» морфологии. С увеличением погонной энергии наплавки с 20 до 42 кДж/см объе-

мая доля α -фазы увеличивается с 72 до 84 % (рис. 3), что связано с ростом участия основного металла (величины проплавления, рис. 2, б) в наплавленном и, следовательно, уменьшением легированности матрицы. Это способствует росту температуры начала мартенситного превращения [19]. Одновременно с ростом количества мартенсита в общем объеме матрицы увеличивается и размер его игл (пластин). При малой погонной энергии наплавки (до 30 кДж/см) формируется бесструктурный (или дисперсный) мартенсит, травимость которого в растворе азотной кислоты понижена (рис. 5, б). Наплавка с большей погонной энергией приводит к увеличению размеров игл мартенсита и, следовательно, лучшей его травимости (рис. 6, в).

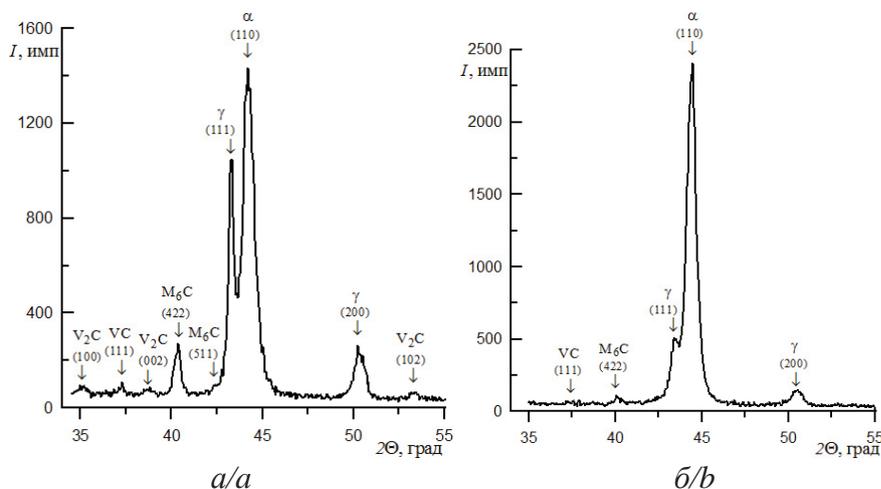


Рис. 3. Участок рентгенограмм покрытий, наплавленных при величине погонной энергии 20 (а) и 42 кДж/см (б)

Fig. 3. Section of X-ray patterns of coatings deposited at heat input value of 20 (a) and 42 kJ/cm (b)

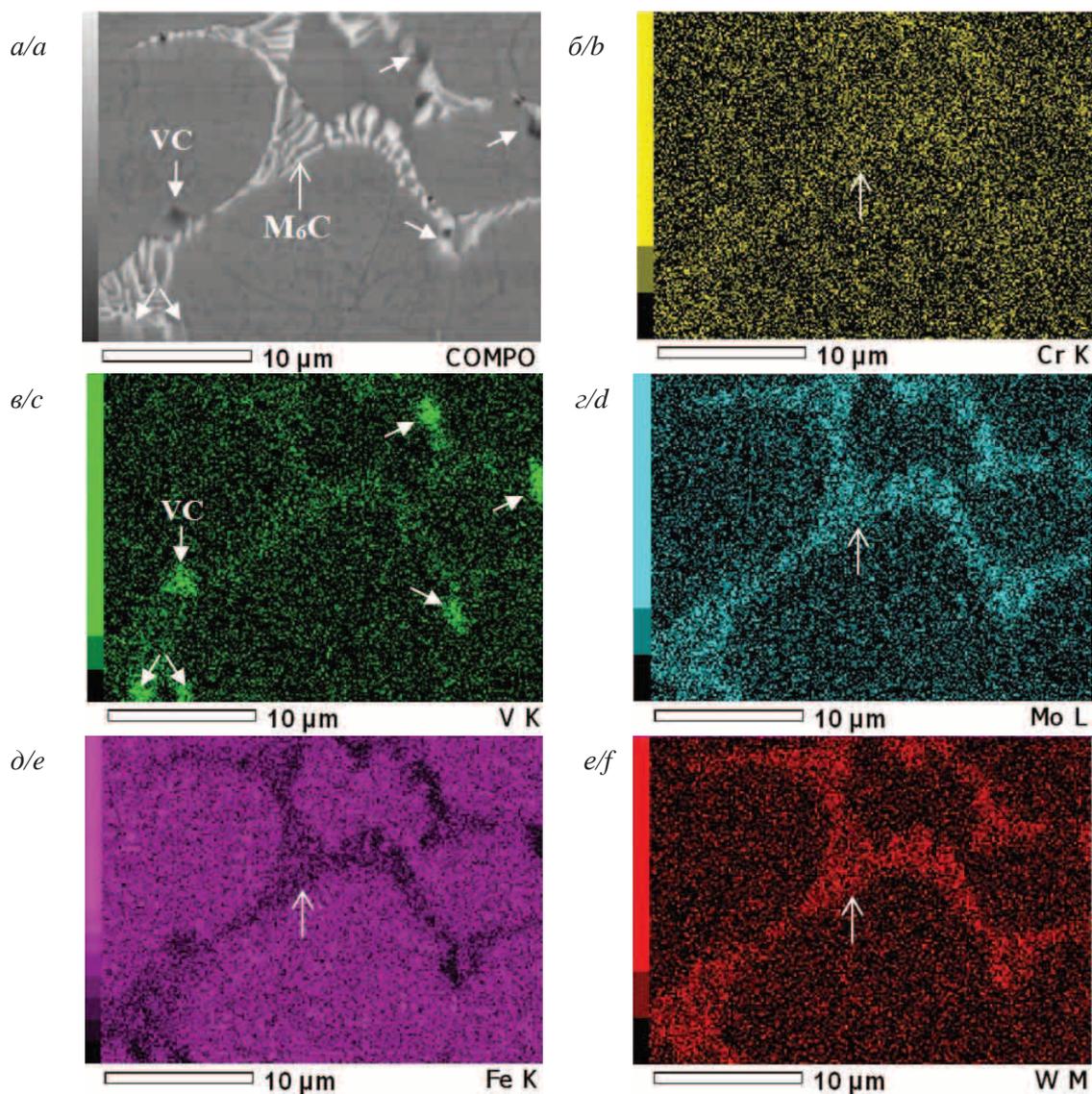


Рис. 4. Микроструктура наплавленного металла (а) при погонной энергии 42 кДж/см и энергодисперсионный элементный анализ в лучах Cr (б), V (в), Mo (г), Fe (д) и W (е)

Fig. 4. Microstructure of the deposited metal (a) at heat input of 42 kJ/cm and energy-dispersive elemental analysis in beams of Cr (b), V (c), Mo (d), Fe (e) and W (f)

Упрочняющая фаза в покрытиях представлена первичными и вторичными карбидами типа M_6C . Первичные эвтектические карбиды располагаются вдоль границ зерен, дисперсные вторичные карбиды равноосной формы в основном расположены в теле зерен матрицы. Объемная доля эвтектики и, следовательно, эвтектических карбидов в ней с ростом величины погонной энергии уменьшается (рис. 6, а), а среднее расстояние между ними (прослоек матрицы) увеличивается (рис. 6, б). Данные изменения характерны для обоих исследуемых сечений.

Анализ результатов микрорентгеноспектрального анализа свидетельствует о том, что в состав карбида M_6C входят W, Mo, Cr, V и Fe (рис. 4, б–е). Количество каждого из этих элементов детально

изучено в [20–22], где с помощью просвечивающей электронной микроскопии установлено, что химический состав эвтектического карбида содержит (%): W – 44,6; V – 27; Mo – 18,3; Cr – 2,8; Fe – 2,3 и C – 5. В составе вторичных карбидов M_6C по сравнению с эвтектическими существенно (в 4 раза) уменьшена доля ванадия.

Вблизи эвтектических карбидов во всем объеме наплавленного металла наблюдаются дисперсные выделения частиц карбида ванадия сферической и угловатой форм (рис. 4, а, в). Согласно данным РСА карбид ванадия имеет химическую формулу VC и V_2C (рис. 3, а). Средний размер данных частиц с ростом погонной энергии наплавки увеличивается от 0,75 до 2 мкм (рис. 6, в), а их объемная доля сохраняется на уровне ~1,1...2,3 %. Макси-

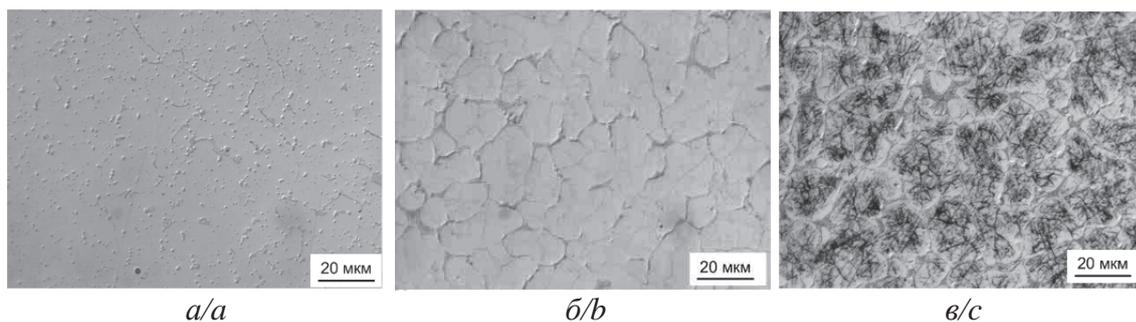


Рис. 5. Микроструктура металла, наплавленного при $q_n=20$ (а, б) и 35 кДж/см (в): а – у границы сплавления с основным металлом; б – на расстоянии 200 мкм от границы сплавления

Fig. 5. Microstructure of metal deposited at $q_n=20$ (a, b) and 35 kJ/cm (c): a – near welding boundary with base metal; b – 200 μm from welding boundary

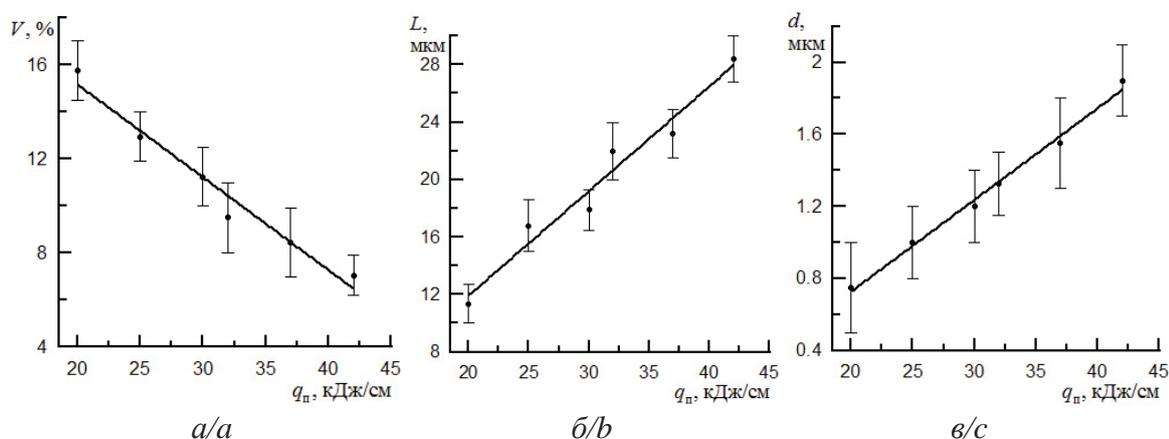


Рис. 6. Изменение объемной доли эвтектики (а), размера прослоек матрицы (б) и частиц карбидов ванадия (в) с ростом величины погонной энергии наплавки

Fig. 6. Change of eutectic volume ratio (a), matrix gap size (b) and particles of vanadium carbide (c) at increase of surfacing heat input value

мальное количество частиц VC наблюдается в металле, наплавленном при величине погонной энергии 30...32 кДж/см, при этом выделение дисперсных частиц по всему объему упрочненного слоя равномерно, а их средний размер составляет 1,2 мкм. Увеличение тепловложения свыше 35 кДж/см не приводит к изменению объемной доли VC в наплавленном металле, однако способствует росту их среднего размера до 2 мкм. Таким образом, можно отметить, что с увеличением энтальпии порошка стали Р6М5 при наплавке происходит укрупнение карбидов ванадия более чем в два раза (рис. 6, в).

При наплавке с меньшим тепловложением (20...25 кДж/см) вблизи границы сплавления и в верхней части наплавленного валика формируется слой материала толщиной ~100...150 мкм, в котором фиксируется увеличение количества дисперсных карбидов до ~4 %, а эвтектическая сетка карбидов отсутствует. Наблюдаются только отдельные, преимущественно тонкие, вытянутые эвтектические включения (рис. 5, а). Вне этих слоев формируется сетка эвтектических карбидов по границам зерен (рис. 5, б) со структурой аналогичной образующейся при большей погонной энергии

(рис. 5, в). При этом объемная доля эвтектики в металле, наплавленном на режимах с низким тепловложением, наибольшая и составляет ~16 % (рис. 6, а). Формирование такого слоя как вблизи границы сплавления, так и в верхней части валика можно связать с более быстрым его охлаждением по сравнению с основным объемом наплавленного металла.

Структурно-фазовые изменения металла, наплавленного при различном тепловложении, определяют уровень твердости упрочненного слоя. Наибольшее количество первичных карбидов типа M_6C , а также дисперсность мартенсита, формирующаяся при малой величине тепловложения (20 и 25 кДж/см) обеспечивают максимальный уровень микротвердости покрытиям (860 HV, рис. 7). Однако за счет неоднородной структуры покрытий по высоте валика (образования слоев материала вблизи границы сплавления и в верхней части наплаваемого валика) наблюдается значительный разброс значений микротвердости от ее средней величины. При увеличении погонной энергии до 30...42 кДж/см средняя величина микротвердости уменьшается до 780...790 HV и не зависит от тепловложения (рис. 7).

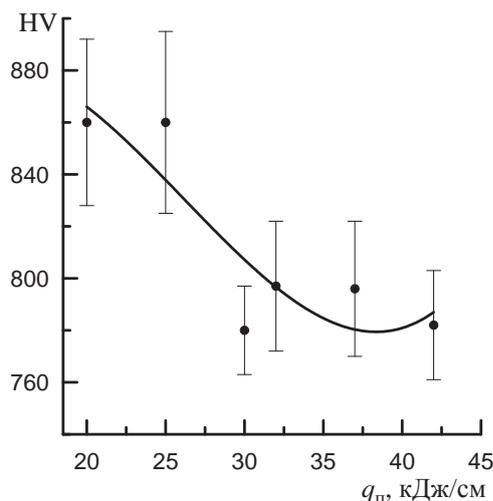


Рис. 7. Изменение микротвердости покрытий от тепловложения при ППН

Fig. 7. Change of coating microhardness on heat input at plasma-powder surfacing

Выводы

1. Установлено, что с ростом величины погонной энергии ППН от 20 до 42 кДж/см увеличивается ширина наплавляемого валика в два раза и

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Microstructure of the near-surface layers of austenitic stainless steels irradiated with a low-energy, high-current electron beam / V.P. Rotshtein, Yu.F. Ivanov, D.I. Proskurovsky, K.V. Karlik, I.A. Shulepov, A.B. Markov // Surface and Coatings Technology. – 2004. – V. 180–181. – P. 382–386.
2. Microstructure and wear resistance of high-speed steel treated with intense pulsed ion beam / Mei Xian-xiu, Hao Sheng-zhi, Ma Teng-cai, Wang Ying-min, Liu Zhen-min // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. – 2005. – V. 239. – P. 152–158.
3. Arai S., Kawahito Y., Katayama S. Effect of surface modification on laser direct joining of cyclic olefin polymer and stainless steel // Materials and design. – 2014. – № 59. – P. 448–453.
4. Surface modification of the patterned Al6061/SUS304 metal plates using the large electron beam / Dong Min Kim, Jisu Kim, Sung Soo Parc, Hyung Wook Park, Hyungson Ki // Applied Surface Science. – 2012. – № 261. – P. 458–463.
5. Surface modification of CoCrAlY coating by high-current pulsed electron beam treatment under the «evaporation» mode / Jie Cai, Qingfeng Guan, Peng Lv, Xiuli Hou, Zhiping Wang, Zhiyong Hank // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. – 2014. – № 337. – P. 90–96.
6. Piccini J., Svoboda H. Effect of the plasma arc welding procedure on mechanical properties of DP700 steel // Procedia Materials Science. – 2012. – № 1. – P. 50–57.
7. Формирование структуры титана и коррозионно-стойкой стали при лазерной сварке / С.Ф. Гнусов, В.А. Клименов, Ю.В. Алхимов, А.Д. Будницкий, А.М. Оришич, А.Н. Черепанов, Ю.В. Афонин // Сварочное производство. – 2012. – № 1. – С. 17–22.
8. Microstructure and wear properties of nickel-based surfacing deposited by plasma transferred arc welding / Chen Guoqing, Fu Xuesong, Wei Yanhui, Li Shan, Zhou Wenlong // Surface & Coatings Technology. – 2013. – № 228. – P. 276–282.

глубина проплавления основного металла от 0,2 до 0,9 мм.

2. При увеличении тепловложения в процессе наплавки порошка стали 10P6M5 происходит снижение доли эвтектики в объеме наплавленного металла в 2 раза, увеличение количества мартенсита в объеме матрицы с 72 до 84 % и среднего размера частиц карбидов ванадия с 0,75 до 2 мкм. Одновременно с ростом количества мартенсита увеличивается размер мартенситных пластин.
3. Показано, что при малом тепловложении вблизи границы сплавления и в верхней части наплавленного валика формируется слой материала толщиной ~100...150 мкм в котором фиксируется увеличение количества дисперсных карбидов до ~4 %, а эвтектическая сетка карбидов отсутствует.
4. При увеличении погонной энергии до 25 кДж/см средняя величина микротвердости сохраняется на уровне 860 HV, с ростом тепловложения до 30 кДж/см она падает до 780...790 HV и далее остается неизменной при дальнейшем росте тепловложения.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 862.

9. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник / под ред. Н.Н. Рыкалина, А.А. Углова, Н.В. Зуева, А.Н. Кокора – М.: Машиностроение, 1985. – 486 с.
10. Гнусов С.Ф., Дураков В.Г. Структурообразование композиционных покрытий «Сталь P6M5-(WC+TiC)» в зависимости от содержания карбида вольфрама в исходной шихте // Известия Томского политехнического университета. – 2013 – Т. 322. – № 2. – С. 111–115.
11. Влияние исходной структуры и гранулометрического состава порошка на структуру металла 10P6M5, наплавленного плазменно-порошковым способом / И.А. Рябцев, Е.Ф. Переплетчиков, И.В. Миц, И.А. Бартнев // Автоматическая сварка. – 2007. – № 10. – С. 23–27.
12. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий / В.Е. Панин, С.И. Белюк, В.Г. Дураков, Г.А. Прибытков, Н.Г. Ремпе // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34–38.
13. Rastkar A.R., Shokri B. Surface transformation of Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B titanium aluminide by electron beam melting // Surface & Coatings Technology. – 2010. – № 204. – P. 1817–1822.
14. Metal surface layers after pulsed electron beam treatment / Fetzer R., Mueller G., An W., Weisenburger A. // Surface & Coatings Technology. – 2014. – № 258. – P. 549–556.
15. Electron beam accelerators – trends in radiate on processing technology for industrial and environmental applications in Latin America and the Caribbean / W.A. Parejo Calvo, C.L. Duarte et al. // Radiation Physics and Chemistry. – 2012. – № 81. – P. 1276–1281.
16. Структура и механические свойства металла вне-вакуумной электронно-лучевой наплавки до и после термической обработки / И.М. Полетика, Т.А. Крылова, М.В. Перовская, Ю.Ф. Иванов, С.Ф. Гнусов, М.Г. Голковский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 4. – С. 44–53.

17. Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменно-порошковая наплавка режущего инструмента // Сварочное производство. – 2008. – № 11. – С. 28–31.
18. Гнусов С.Ф., Дураков В.Г. Электронный луч в формировании неравновесных структур. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 115 с.
19. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 659 с.
20. The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel / S.F. Gnyusov, A.A. Ignatov, V.G. Durakov, S.Yu. Tarasov // Applied Surface Science. – 2012. – № 263. – P. 215–222.
21. Influence of rare earths on eutectic carbides in AISI M2 high speed steel / Zhou Xuefeng, Yin Xiaoyan, Jiang Jianqing, Zhu Wangl // Journal of rare earths. – 2012. – V. 30. – № 10. – P. 1075–1078.
22. Breakdown Behavior of Eutectic Carbide in High Speed Steel During Hot Compression / Zhou Bin, Shen Yu, Chen Lun, Cui Zhen-shan // Journal of iron and steel research, International. – 2011. – № 18. – P. 41–48.

Поступила 08.10.2014 г.

UDC 621.791.927.2

INFLUENCE OF HEAT INPUT AT PLASMA POWDER SURFACING OF M2 STEEL ON STRUCTURE AND HARDNESS OF THE COATING. SINGLE ROLLER SURFACING (P. I)

Ann A. Khaydarova,

National Research Tomsk Polytechnic University, 30, Lenin Avenue,
Tomsk, 634050, Russia. E-mail: haydarova@tpu.ru

Sergey Ph. Gnyusov,

National Research Tomsk Polytechnic University, 30, Lenin Avenue,
Tomsk, 634050, Russia. E-mail: gnusov@rambler.ru

Heat input is a determining parameter in plasma surfacing. It can be controlled by welding current power and displacement rate of heating source. Increasing the heat input can affect significantly the formation of structure and properties of the deposited material. Therefore, the choice of plasma powder surfacing parameters, for example sealing ends, which are used for oil extraction pumps, oil transportation and oil refining, is relevant for restoration or hardening a part surface. The authors have carried out the single-pass plasma surfacing with industrial powder of M2 steel which had a particle size distribution about 100...350 microns on the rectangular 400×150×10 mm plate of steel C1020. Argon was used as the conveying, protective and plasma gas. Surfacing was performed on UPN-303UHL4. The authors used the plasma torch with an internal circuit of powder input into the arc. To change the heat input the authors used the modes with different values of current and deposition rate. The authors analyzed the influence of the heat input during plasma powder surfacing of a single roller on formation of its structural and phase composition and hardness. The microstructure evolution analysis was carried out using optical microscope Olympus GX 51, which has a set of application 700 SIAMS programs, and scanning high resolution electron microscope JSM-7500FA, equipped with energy dispersive microanalysis system manufactured by JEOL. The X-ray diffraction, which was carried out using X-ray diffractometer XRD-7000S in the filtered CuK α -radiation, was used in the work. It is shown that increasing heat input from 20 to 42 kJ/cm the width of the deposited bead increases twice and the depth of penetration of the base metal grows from 0,2 to 0,9 mm. It was found that when increasing the heat input the proportion of eutectic reduces in 2 times, increasing the amount of martensite in the matrix volume from 72 to 84 % and an average particle size of the vanadium carbide from 0,75 to 2 microns. A layer of material thickness of about 100... 150 mm is formed near the fusion boundary and upper bead, where the increasing number of dispersed carbides to ~ 4 % is fixed and there is no eutectic net of carbides. When increasing heat input to 25 kJ/cm the average microhardness remains at 860 HV. Hardness decreases to 780...790 HB, when the heat input increases to 30 kJ/cm. Hardness remains unchanged with further increase of heat input.

Key words:

Plasma powder surfacing, M2 steel powder surfacing, microstructure, eutectic, M₆C and VC type carbides, hardness.

The research was financially supported by the State task of the Ministry of Education and Science of the RF for research at TPU no. 862.

REFERENCES

1. Rotshtein V.P., Ivanov Yu.F., Proskurovsky D.I., Karlik K.V., Shulepov I.A., Markov A.B. Microstructure of the near-surface layers of austenitic stainless steels irradiated with a low-energy, high-current electron beam. *Surface and Coatings Technology*, 2004, vol. 180–181, pp. 382–386.
2. Mei Xian-xiu, Hao Sheng-zhi, Ma Teng-cai, Wang Ying-min, Liu Zhen-min. Microstructure and wear resistance of high-speed steel treated with intense pulsed ion beam. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 2005, vol. 239, pp. 152–158.
3. Arai S., Kawahito Y., Katayama S. Effect of surface modification on laser direct joining of cyclic olefin polymer and stainless steel. *Materials and design*, 2014, vol. 59, pp. 448–453.
4. Dong Min Kim, Jisu Kim, Sung Soo Parc, Hyung Wook Park, Hyungson Ki. Surface modification of the patterned Al6061/SUS304 metal plates using the large electron beam. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 261, pp. 458–463.
5. Jie Cai, Qingfeng Guan, Peng Lv, Xiuli Hou, Zhiping Wang, Zhiyong Hank. Surface modification of CoCrAlY coating by high-current pulsed electron beam treatment under the «evaporation» mode. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, 2014, no. 337, pp. 90–96.
6. Piccini J., Svoboda H. Effect of the plasma arc welding procedure on mechanical properties of DP700 steel. *Procedia Materials Science*, 2012, no. 1, pp. 50–57.
7. Gnyusov S.F., Klimenov V.A., Alkhimov Yu.V., Budnitskii A.D., Orishich A.M., Cherepanov A.N., Afonin Yu. Formirovanie struktury titana i korrozionnostoykoy stali pri lazernoy svarke [Formation of titanium structure and corrosion-resistant steel in laser welding]. *Svarochnoe Proizvodstvo*, 2012, no. 1, pp. 17–22.
8. Chen Guoqing, Fu Xuesong, Wei Yanhui, Li Shan, Zhou Wenlong. Microstructure and wear properties of nickel-based surfacing deposited by plasma transferred arc welding. *Surface & Coatings Technology*, 2013, no. 228, pp. 276–282.
9. *Lasernaya i elektronno-luchevaya obrabotka materialov* [Laser and electron beam processing of materials]. Eds. N.N. Rakalin, A.A. Uglov, N.V. Zuev, A.N. Kokora. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985. 486 p.
10. Gnyusov S.F., Durakov V.G. Structuroobrazovanie kompozitsionnykh pokrytiy «stal R6M5-(WC+TiC)» v zavisimosti ot sodержaniya karbida volframa v ishodnoy shikhte [Structure formation of composite coatings «Steel M2-(WC+TiC)» depending on tungsten carbide content in starting material]. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2013, vol. 322, no. 2, pp. 111–115.
11. Ryabtsev I.A., Perepletchikov I.A., Mits I.V., Bartenev I.A. Vliyaniye iskhodnoy struktury i granulometricheskogo sostava poroshka na strukturu metalla M2, naplavlennogo plazmenno-poroshkovym sposobom [The influence of the initial structure and the particle size distribution of the powder on the structure of 10R6M5 metal deposited by plasma-powder method]. *Avtomaticheskaya svarka*, 2007, no. 10, pp. 23–27.
12. Panin V.E., Belyuk S.I., Durakov V.G., Pribitkov G.A., Remppe N.G. Elektronno-luchevaya naplavka v vakuumе: oborudovaniye, tekhnologiya, svoystva pokrytiy [Electron beam welding in vacuum: equipment, technology, properties of coatings]. *Svarochnoe Proizvodstvo*, 2000, no. 2, pp. 34–38.
13. Rastkar A.R., Shokri B. Surface transformation of Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B titanium aluminide by electron beam melting. *Surface & Coatings Technology*, 2010, no. 204, pp. 1817–1822.
14. Fetzer R., Mueller G., An W., Weisenburger A. Metal surface layers after pulsed electron beam treatment. *Surface & Coatings Technology*, 2014, no. 258, pp. 549–556.
15. Parejo Calvo W.A., Duarte C.L. Electron beam accelerators – trends in radiate on processing technology for industrial and environmental applications in Latin America and the Caribbean. *Radiation Physics and Chemistry*, 2012, no. 81, pp. 1276–1281.
16. Poletika I.M., Krylova T.A., Perovskaya M.V., Ivanov Yu.F., Gnyusov S.F. Struktura i mekhanicheskie svoystva metalla vnevakuumnoy elektronno-luchevoy naplavky do i posle termicheskoy obrabotky [Structure and mechanical properties of a metal in vacuum-electron-beam deposition, before and after heat treatment]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2008, no. 4, pp. 44–53.
17. Ryabtsev A., Perepletchikov I.A. Plazmenno-poroshkovaya naplavka rezhushchego instrumenta [Plasma powder surfacing of cutting tool]. *Svarochnoe Proizvodstvo*, 2008, no. 11, pp. 28–31.
18. Gnyusov S.F., Durakov V.G. *Elektronnyy luch v formirovaniy neravnovesnykh struktur* [Electron beam in formation of nonequilibrium structures]. Tomsk, TPU Publ. house, 2012. 115 p.
19. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 659 p.
20. Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Durakov V.G., Tarasov S.Yu. The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel. *Applied Surface Science*, 2012, no. 263, pp. 215–222.
21. Zhou Xuefeng, Yin Xiaoyan, Jiang Jianqing, Zhu Wangl. Influence of rare earths on eutectic carbides in AISI M2 high speed steel. *Journal of rare earths*, 2012, vol. 30, no. 10, pp. 1075–1078.
22. Zhou Bin, Shen Yu, Chen Lun, Cui Zhen-shan. Breakdown Behavior of Eutectic Carbide in High Speed Steel During Hot Compression. *Journal of iron and steel research, International*, 2011, no. 18, pp. 41–48.

Received: 08 October 2014.