

УДК 621.791.927.2

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ КАРБИДА ВАНАДИЯ В ПОКРЫТИЯХ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА ПР-Х18ФНМ

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

Дегтерёв Александр Сергеевич,

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

Актуальность исследования связана с формированием однородной по объему структуры и фазового состава композиционных покрытий, что обеспечит им высокий комплекс эксплуатационных свойств. Целью настоящей работы является детальное исследование изменений средних объемной доли, размера, фактора формы частиц карбида ванадия, равномерности их распределения в зависимости от силы тока и скорости подачи порошка ПР-Х18ФНМ при плазменно-порошковой наплавке током прямой полярности. Анализ микроструктуры покрытий проводили с помощью оптического микроскопа Olympus GX51, снабженного анализатором изображений SIAMS 700. Исследование фазового состава наплавленных покрытий проводили методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 с фильтрованным $Cu_{K\alpha}$ -излучением. Изучено влияние таких параметров режима плазменно-порошковой наплавки, как сила тока прямой полярности и скорость подачи порошка ПР-Х18ФНМ на микроструктурные параметры карбида ванадия. Установлено, что в интервале токов 220...260 А с ростом скорости расхода порошка фактор формы частиц VC растет по линейному закону и при расходе более 1,5 кг/ч они становятся равноосными. При наплавке покрытий токами 160...200 А выделяются только равноосные частицы VC и их фактор формы мало зависит от скорости подачи порошка.

Ключевые слова:

Плазменная наплавка, композиционное покрытие, аустенитная сталь, карбид ванадия, структура.

Введение

Повышение работоспособности композиционных материалов, как в условиях абразивного воздействия, так и в узлах трения в широком интервале нагрузок и температур, в основном связано с режимами эксплуатации и их структурно-фазовым составом. Помимо влияния условий эксплуатации, сопротивление износу сильно зависит от микроструктурных параметров металлической матрицы и карбидов. Матрица ответственна за способность удерживать частицы твердых карбидов, упрочняться в процессе эксплуатации за счет субструктурных и фазовых превращений. Последнее особенно важно, поскольку позволяет релаксировать напряжения и, следовательно, сдерживать образование и развитие микротрещин, и передавать нагрузку на карбидные частицы. Эти свойства матрицы успешно достигаются за счет использования метастабильных аустенитных сталей и сплавов [1].

К микроструктурным параметрам карбидов относятся тип, морфология, объемная доля и распределение. Большую роль в уменьшении износа отводят карбиду ванадия. Независимо от класса сталей введение ванадия в несколько раз уменьшает износ [2–6]. Для повышения износостойкости композиционных материалов и покрытий на их основе в настоящее время предпринимают ряд подходов: получение мультимодального распределения карбидов по размерам, наличие нескольких типов

карбидов, в том числе сложных метастабильных [7, 8], изменение скорости кристаллизации стали и (или) использование дополнительной термической обработки, позволяющее получить более мелкие, стабильные и равномерно распределенные карбиды [9–13], увеличение в быстрорежущих сталях содержания углерода, позволяющее перейти от пластинчатых к равноосным карбидам ванадия [3], или одновременно увеличение содержания углерода и ванадия [14].

Детальное изучение влияния углерода на морфологию карбида ванадия и свойства высокомарганцевистой стали проведено в [2]. Авторы показали, что с увеличением содержания углерода до 3 вес. % увеличивается доля карбида ванадия и первичные частицы VC изменяют свое строение от вытянутого до сферического, а их распределение становится более однородным. Дальнейшее увеличение содержания углерода уменьшает однородность распределения VC в аустенитной матрице, что отрицательно влияет на износостойкость и ударную вязкость. Самой высокой износостойкостью обладает сталь со сферическими однородно распределенными частицами карбида ванадия в аустенитной матрице.

Авторы [5] отмечают, что более высокой сопротивляемостью зарождению трещин обладают покрытия, содержащие частицы VC малых размеров равноосной формы, в отличие от частиц крупной «лепесткообразной» формы. Сопротивляемость

распространению трещин в материале связана с высокой плотностью однородного распределения VC. С уменьшением размеров частиц VC уменьшается их склонность к растрескиванию и выкрашиванию, а сокращение расстояния между ними способствует снижению развития адгезионного схватывания [15]. В [3] определено низкое сопротивление износу закрепленным абразивом сплава Fe-V-Cr-Mo-C, содержащего вытянутые частицы VC, расположенные в обедненной углеродом ферритной матрице.

Следовательно, чтобы получить оптимальные свойства композиционных материалов и покрытий необходимо управлять этими микроструктурными факторами, изменяя состав и проводя термическую обработку.

В настоящее время широкое распространение для поверхностного упрочнения деталей механизмов и машин получила обработка концентрированными потоками энергии (КПЭ) [16]. Обработка КПЭ – это воздействие на поверхность заготовки исключительно потока энергии, носителями которой являются частицы: электроны, фотоны, атомы, ионы, сконцентрированные в пучки ограниченных поперечных размеров.

Особенностью технологии плазменно-порошковой наплавки (ППН) является концентрированный ввод энергии в упрочняемую деталь [17]. Это способствует кратковременности термического цикла наплавки и формированию покрытий, содержащих метастабильные фазы и пересыщенные твердые растворы. Способ ППН позволяет обеспечить возможность раздельного управления процессами ввода энергии и подачи присадочного материала, что открывает широкие возможности для регулирования не только макропараметров покрытий (ширины, высоты, доли основного металла в наплавленном), но и их микроструктуры.

В работах [18–20] показано, что с увеличением погонной энергии наплавки (уменьшением скорости наплавки и увеличением силы тока при постоянном расходе порошка) в покрытиях на основе порошка ПР-Х18ФНМ наблюдается рост средних диаметров частиц карбида ванадия, появление частиц вытянутой морфологии и уменьшение объемной доли VC. Это приводит к снижению износостойкости покрытий.

Целью настоящей работы является детальное исследование изменений средних объемной доли, размера, фактора формы частиц карбида ванадия, равномерности их распределения в зависимости от силы тока и скорости подачи порошка ПР-Х18ФНМ при плазменно-порошковой наплавке током прямой полярности.

Материал, оборудование и методы исследования

Материал. В качестве наплавочного материала в работе использовался промышленный порошок ПР-Х18ФНМ, фракцией от 125 до 200 мкм, следующего химического состава (мас. %): 2,1...2,4 С, 17...19 Cr, 2...3 Ni, 7...8 V, 2...2,6 Мо,

Fe – основа. В качестве основного материала (подложки) использовали пластины из стали 20 размером 250×100×10 мм, поверхность которых предварительно шлифовалась.

Технология наплавки. Покрытия наносили на установке УПН-30ЗУХЛ4 с водоохлаждаемым плазмотроном. Для более высокого уровня защиты создаваемых упрочняющих слоев от вредного влияния атмосферного воздуха на плазмотрон устанавливали устройство дополнительного обдува зоны наплавки. В качестве плазмообразующего, транспортирующего и защитного газов применяли аргон высшего сорта. Покрытия наплавляли за один проход током прямой полярности при расстоянии от плазмотрона до изделия 10...12 мм, расходе плазмообразующего газа 1...2 л/мин, транспортирующего 10...16 л/мин, для дополнительного поддува до 5...15 л/мин, напряжении на дуге (U_d) 30...39 В. Силу тока (I) изменяли в диапазоне 160...260 А с шагом в 20 А, скорость подачи присадочного порошка (v_n) в диапазоне 1,1...2,2 кг/ч с шагом 0,3...0,4 кг/ч (таблица). Скорость ППН, согласно ранее проведенной работе, была выбрана 6 м/ч [18, 19].

Таблица. Параметры режимов плазменно-порошковой наплавки

Режимы наплавки	I , А	U_d , В	v_n , кг/ч
1	160	30...31	1,1
2	180	31...33	1,1
3	200	32...34	1,1
4	200	32...34	1,5
5	200	32...34	1,9
6	220	34...36	1,1
7	220	34...36	1,5
8	220	34...36	1,9
9	220	34...36	2,2
10	240	36...38	1,1
11	240	36...38	1,5
12	240	36...38	1,9
13	240	36...38	2,2
14	260	37...39	1,1
15	260	37...39	1,5
16	260	37...39	1,9
17	260	37...39	2,2

Анализ макро- и микроструктуры. Анализ макро- и микроструктуры покрытий проводили на поперечных микрошлифах, вырезанных из зоны установившегося режима наплавки.

В настоящей работе способ приготовления микрошлифов традиционный – механическое шлифование и механическое полирование на алмазных пастах различной дисперсности. Химическое травление производилось различными реактивами при температуре 20 °С методом погружения образцов. Для макротравления использовали 4 % раствор HNO_3 в C_2H_5OH . Время травления составляло 15...20 с. Для выявления эвтектики (карбид типа Cr_7C_3 +аустенит) применяли химический реактив следующего состава: 8,3 % $K_3[Fe(CN)_6]$, 8,3 %

КОН, 83,4 % H_2O . Время травления составляло 60 с. Для выявления границ аустенитных зерен использовали смесь кислот HNO_3 (1 об. часть) и HCl (3 об. части). Время травления 15...30 с.

Анализ микроструктуры покрытий проводили с помощью оптического микроскопа Olympus GX51, снабженного анализатором изображений SIAMS 700. Для оценки равномерности структуры по толщине формируемых покрытий, по оси покрытий, от границы сплавления к их вершине, прокалывали дорожку уколов (маркеров) алмазной пирамидой при нагрузке в 0,981 Н с шагом 300 мкм. Справа и слева от каждого маркера анализировали микроструктуру.

Частицы карбида ванадия, выявляемые рельефным полированием по методике [21], исследовали с применением методов дифференциального интерференционного контраста и темнопольного освещения. С помощью анализатора изображений (пакет прикладных программ SIAMS 700) оценивали объемную долю (V), средний размер (d , диаметр) и средний фактор формы (f) частиц VC, рассчитанный как отношение ортогональной максимальной проекции частицы к максимальной проекции частицы; а также число частиц (N), приходящихся на единицу площади шлифа (10^4 мкм²). Для сферы фактор формы равен 1. Значения фактора формы для пяти типов правильных многогранников (тетраэдр, куб, октаэдр, додекаэдр, икосаэдр) изменяются в интервале 0,8...0,97, из которого очевидна количественно близость формы сложных многогранников к сферической [22]. Поэтому в работе частицы карбида ванадия с фактором формы более 0,7 принимали за равноосные.

Исследование фазового состава наплавленных покрытий проводили методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 с фильтрованным $Cu_{K\alpha}$ – излучением в режиме сканирования в интервале углов 2Θ от 10° до 110° , с шагом $0,1^\circ$. При проведении качественного фазового анализа использовались хорошо известные картотеки. Для количественного фазового анализа использовали значения интегральной интенсивности дифракционных линий.

Результаты и обсуждение

На основе визуального анализа сформированных покрытий установлено, что с увеличением силы тока от 160 до 260 А и уменьшением скорости подачи порошка от 2,2 до 1,1 кг/ч уменьшаются угол смачивания (от 95° до 25°) и высота валиков (от 4,5 до 2,2 мм), повышается их ширина (от 7,5 до 14,8 мм).

Анализ макроструктуры наплавленных покрытий позволил построить зависимость глубины проплавления от силы тока наплавки и скорости подачи порошка (рис. 1). Из рисунка видно, что с увеличением силы тока глубина проплавления увеличивается и особенно интенсивно (в два раза) с ростом значений тока от 240 до 260 А во всем интервале скоростей подачи порошка. Наибольший уро-

вень проплавления для всех значений тока наплавки наблюдается при малом расходе порошка, и он изменяется от 0,1 до 1 мм при увеличении тока от 160 до 260 А. Далее с увеличением расхода интенсивность проплавления уменьшается по линейному закону и для токов 160...240 А и расхода порошка 1,9...2,2 кг/ч не превышает 0,4 мм.

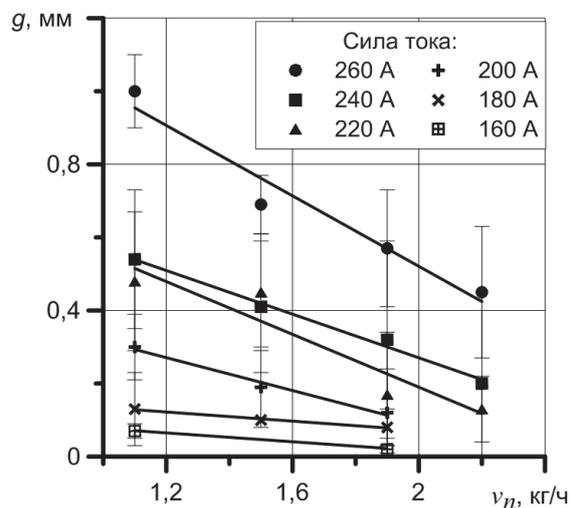


Рис. 1. Влияние силы тока и скорости подачи порошка (v_n) на глубину проплавления основного металла (g)

По данным рентгеноструктурного анализа матрица в упрочненном слое представлена γ - и α -твердыми растворами на основе железа (рис. 2, стрелки D). С увеличением тока наплавки от 160 до 260 А соотношение между γ - и α -фазами изменяется от ~70:30 до ~80:20. Это обусловлено увеличением температуры ванны расплава и, следовательно, большей растворимостью легирующих элементов в ней, что при дальнейшей кристаллизации и ускоренном охлаждении обеспечивает увеличение количества аустенита.

В карбидной подсистеме присутствуют карбид ванадия (рис. 2, стрелки A и B) и эвтектический карбид типа Cr_7C_3 , выделившийся по некоторой части границ зерен в виде сетки (стрелки C). Объемная доля эвтектики уменьшается как с ростом тока наплавки, так и с уменьшением скорости подачи порошка от 30 ± 6 до 10 ± 1 %. В работе [20] показано, что с уменьшением объемной доли эвтектического карбида скорость изнашивания покрытия возрастает.

С увеличением глубины проплавления (объемной доли основного металла в наплавленном покрытии с 2 до 33 %) уменьшается объемная доля карбида ванадия в покрытии на 40 % (рис. 3). Более того, по толщине покрытия явно выделяются две области, сформированные токами 220...260 А. В первой области от границы сплавления на толщину проплавления наблюдается линейный рост числа частиц карбида ванадия, а далее во второй области их практически стабильное содержание по толщине. Причем для покрытий, сформированных током 260 А, данная зависимость сохраняется

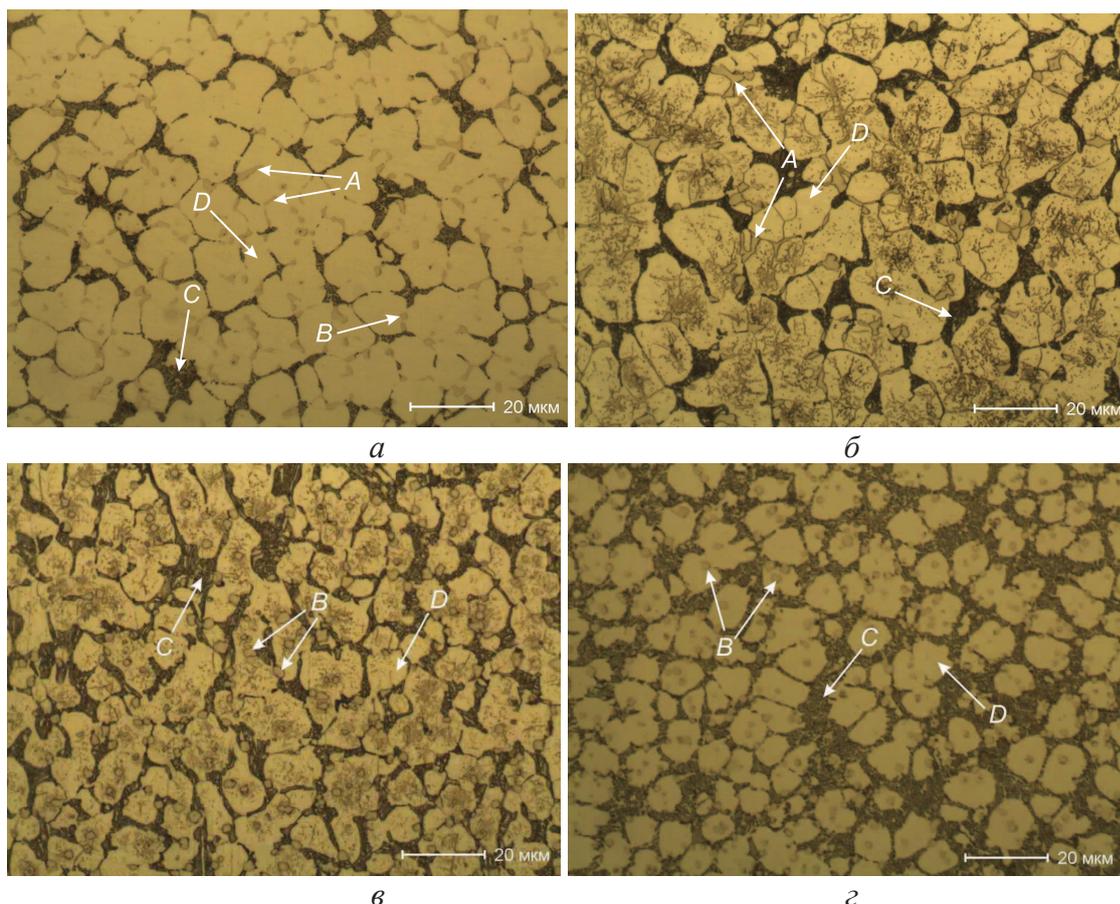


Рис. 2. Микроструктура композиционных покрытий, сформированных по режимам: а, б) 260 А, 1,1 кг/ч (№ 14); в) 260 А, 2,2 кг/ч (№ 17); г) 220 А, 2,2 кг/ч (№ 9): А – частицы VC вытянутой формы; В – частицы VC равноосной формы; С – эвтектический карбид Cr_7C_3 , D – матрица; на основе γ - и α -твердых растворов

для всех скоростей расхода порошка. Далее с уменьшением тока наплавки формируется относительно однородное распределение числа частиц по всей толщине покрытия для скоростей расхода порошка 1,9...2,2 кг/ч (240 и 220 А), 1,5...1,9 кг/ч (200 А). Формирование первой области с неравномерным распределением частиц карбида ванадия при малом расходе порошка связано с интенсивным проплавлением основного металла.

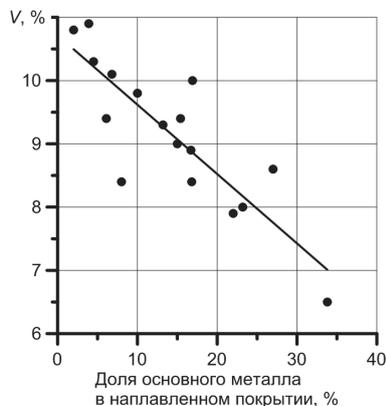


Рис. 3. Зависимости объемной доли частиц VC (V) от доли участия основного металла в наплавленном покрытии

В покрытиях, наплавленных токами 160...180 А при минимальном расходе присадочного порошка, распределение частиц VC неравномерно, однако эта неравномерность не связана с проплавлением основного металла, а обусловлена периодическим распределением частиц карбида ванадия по эллиптическим траекториям [18, 19].

Морфология частиц карбида ванадия в микроструктуре наплавленных покрытий в зависимости от режимов наплавки различна. В упрочняющих слоях, сформированных токами 220...260 А при скорости подачи присадочного порошка 1,1...1,5 кг/ч, частицы карбида ванадия, располагающиеся в основном по границам аустенитного зерна, имеют вытянутую морфологию (рис. 2, а, б, стрелки А). Увеличение скорости подачи присадочного порошка способствует формированию частиц карбида ванадия равноосной морфологии, как в зернах матрицы, так и в эвтектических колониях (рис. 2, в, г, стрелки В).

Анализ всего комплекса микроструктур свидетельствует о том, что для интервала токов от 180 до 200 А с увеличением скорости подачи порошка от 1,1 до 1,9 кг/ч средний размер частиц карбида ванадия слабо уменьшается, принимая значения в

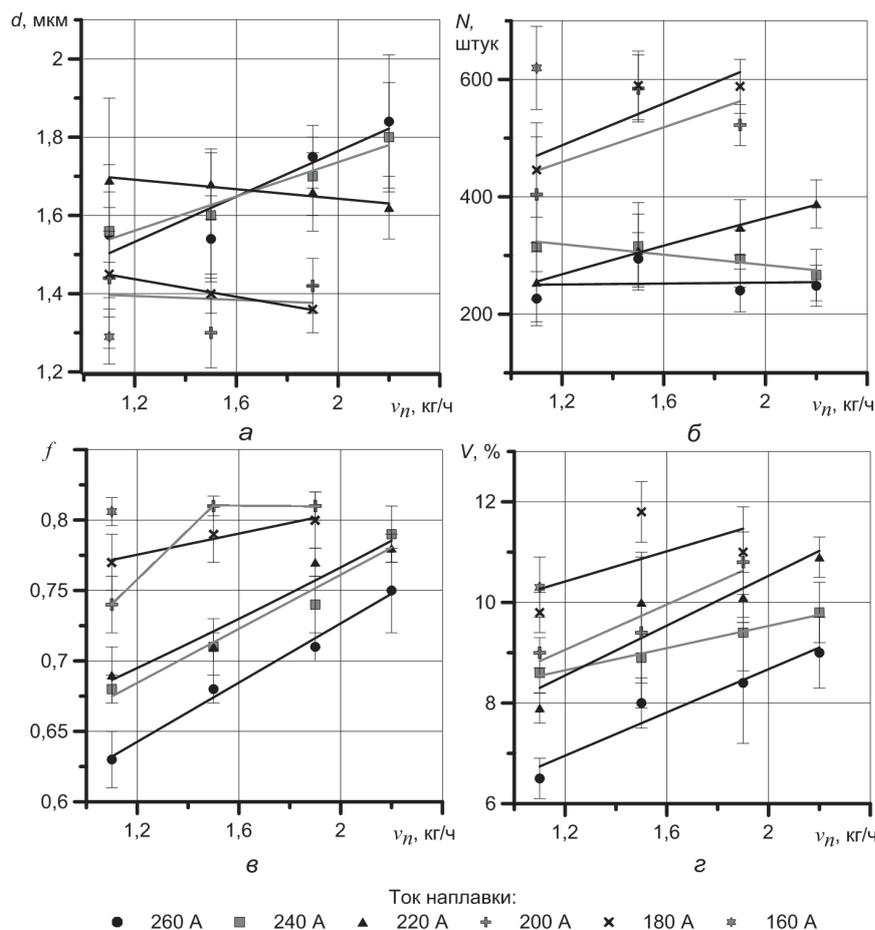


Рис. 4. Изменение среднего размера d (а), количества N (б), фактора удлинения f (в) и объемной доли V (г) частиц VC от силы тока наплавки и скорости подачи присадочного порошка v_n

пределах 1,30...1,45 мкм (рис. 4, а). Для тока 220 А средний размер частиц также слабо снижается с увеличением расхода порошка от 1,69 до 1,62 мкм (рис. 4, а). Далее с увеличением тока (240 и 260 А) средний размер частиц растет от 1,5 до 1,85 мкм по линейному закону с увеличением расхода порошка. Это вызывает уменьшение числа частиц примерно в два раза (от 600 до 300) на анализируемой площади шлифа (10^4 мкм², рис. 4, б).

Одновременно с ростом среднего размера и объемной доли (рис. 4, г) частиц VC наблюдается частичное изменение и их морфологии: в интервале токов 220...260 А с ростом скорости подачи порошка частицы удлиненной формы становятся более равноосными (рис. 4, в). Данное изменение происходит по закону, близкому к линейному. Для более детального изменения фактора формы было построено распределение числа частиц от f для покрытий, выполненных при силе тока 260 А и скорости подачи порошка 1,1 и 2,2 кг/ч (рис. 5). Анализ полученных данных свидетельствует, что при минимальном расходе порошка средний размер фактора формы не превышает 0,64 (рис. 5, а). При увеличении расхода порошка в два раза среднее значение f равно 0,8 (рис. 5, б), что подтверждает

формирование практически равноосных частиц карбида ванадия.

При наплавке током 200 А фактор формы с увеличением расхода порошка до 1,5 кг/ч увеличивается от 0,74 до 0,81 и далее не меняется. При наплавке покрытий токами 180 и 160 А частицы VC в них описываются средним фактором формы 0,77 и 0,81 уже при минимальном расходе порошка (рис. 4, в).

Изменение объемной доли VC при варьировании скорости подачи присадочного порошка и силы тока можно связать, *во-первых*, с увеличением доли участия основного металла в наплавленном покрытии (рис. 3), *во-вторых*, с увеличением выгорания и окисления легирующих элементов в ходе плазменной наплавки при возрастании тока наплавки.

Морфология и размер частиц карбида ванадия связаны с металлургическими процессами, протекающими в ванне расплава, и с перераспределением легирующих элементов между фазами. В работе [18] показано, что исходный порошок ПР-Х18ФНМ содержит мелкодисперсные (менее 1 мкм) частицы VC. По данным [17, 23] при ППН средняя температура ванны расплава может дости-

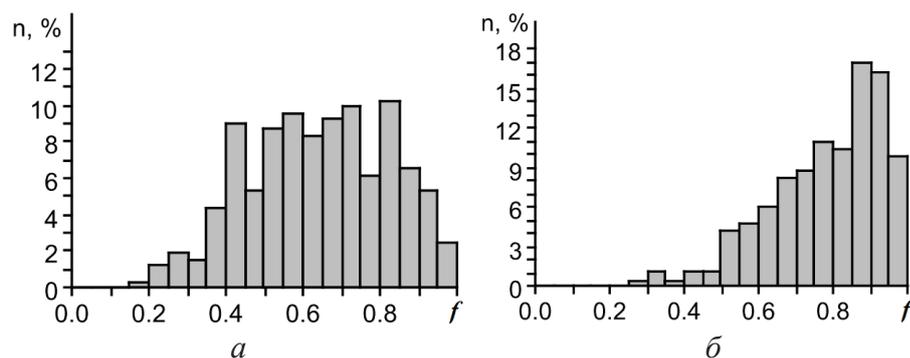


Рис. 5. Распределение частиц VC в зависимости от фактора формы (f) в покрытиях, выполненных током 260 А при расходе порошка а) 1,1; б) 2,2 кг/ч

гать 1500...1850 °С, а температура ванны под столбом плазмы может в два раза превосходить среднюю температуру ванны расплава [24].

Температура плавления карбида ванадия равна 2830 °С, а карбида M_7C_3 – 1665 °С [24]. Карбид ванадия начинает растворяться в аустените при температуре 1100...1150 °С, а выделяться из него при нагреве до 500...600 °С [21]. Поскольку сплав системы Fe-Cr-V-Mo-C содержит помимо ванадия такие карбидообразующие элементы, как Cr и Mo, образующие менее тугоплавкий карбид M_7C_3 (M_7C_3 растворяется при температурах 950...1150 °С), способный растворить в себе до 15 % ванадия, то карбид VC практически нерастворим в аустените [21]. В работе [12] показано, что в случае проведения аустенитизации Fe-Cr-V-Mo стали с высоким содержанием ванадия при температуре 1000 °С в ее микроструктуре будет находиться до 13 % частиц VC и до 8 % Cr_7C_3 , а при 1200 °С доля карбида ванадия уменьшается до 10 % за счет растворения частиц мелкой фракции; карбид хрома полностью отсутствует уже при температуре аустенитизации 1150 °С. По данным [3] в жидкой стали или чугуне может растворяться до 3 % VC.

На основании вышесказанного, учитывая кратковременность (менее 1 минуты) существования ванны расплава и диффузионный характер растворения тугоплавких частиц, можно говорить лишь о частичном растворении частиц VC и более полном растворении карбида типа M_7C_3 . Степень растворения частиц VC зависит от силы тока, полярности, скорости наплавки, скорости подачи присадочного порошка и их исходного размера.

Большое количество вытянутых частицы VC в зернах аустенитной матрицы с фактором формы меньше 0,7 в покрытиях, полученных при высоких значениях силы тока прямой полярности (220...260 А) и малых расходах (1,1...1,5 кг/ч), можно объяснить значительным растворением исходных частиц VC в перегретой жидкометаллической ванне. При дальнейшей кристаллизации оставшиеся исходные частицы получают направленный рост по границам зерен матрицы за счет диффузионного перераспределения углерода и ванадия между твердым раствором аустенита и карбидной фазой.

Увеличение расхода порошка более 1,5 кг/ч способствует уменьшению температуры жидкометаллической ванны и, следовательно, сокращению доли растворившихся исходных частиц карбида в ней. При дальнейшей кристаллизации и охлаждении многочисленные исходные частицы и вновь выпавшие равномерно подрастают, сохраняя равноосную форму.

В покрытиях, наплавленных при значениях тока 160...200 А, независимо от скорости подачи порошка частицы карбида ванадия формируются только равноосной формы (рис. 4, в). Это обусловлено меньшей температурой перегрева жидкометаллической ванны, что обеспечивает меньшую растворимость исходных частиц карбида ванадия.

Отдельно необходимо отметить формирование мелкодисперсных выделений строчек карбидов, которые хорошо просматриваются в аустенитных зернах (рис. 2, б, в). Данные дисперсные выделения, по-видимому, интенсивно формируются при температурах менее 800 °С, когда диффузионная подвижность легирующих элементов мала, а углерод еще способен активно диффундировать. Тип этих карбидных выделений можно определить только с применением высокоразрешающей электронной микроскопии. Несомненным фактом является то, что ППН позволяет формировать мульти-модальное распределение упрочняющей фазы по размерам в объеме упрочненного слоя: микронные и субмикронные размеры частиц карбида ванадия в аустенитной матрице и эвтектические карбиды типа Cr_7C_3 , что обеспечивает равномерность их распределения по объему. Это, по данным [16], является эффективным способом повышения износостойкости композиционных покрытий.

Выводы

При ППН порошком ПР-Х18ФНМ с увеличением тока в интервале 160...260 А глубина проплавления основного металла увеличивается и особенно интенсивно (в два раза в сравнении с наплавкой током 240 А) для значения 260 А во всем исследованном интервале скоростей подачи порошка (1,1...2,2 кг/ч). Наибольший уровень проплавления для всех значений тока наплавки наблюдается

при малом расходе порошка, и он изменяется от 0,1 до 1 мм при увеличении тока. Далее с увеличением расхода интенсивность проплавления уменьшается по линейному закону и для токов 160...240 А и расходе порошка 1,9...2,2 кг/ч не превышает 0,4 мм. С увеличением глубины проплавления (объемной доли основного металла в наплавленном покрытии с 2 до 33 %) уменьшается объемная доля карбида ванадия в упрочняющем слое на величину, достигающую 40 %.

Показано, что для интервала изменений тока от 160 до 200 А независимо от скорости подачи порошка средний размер частиц карбида ванадия равен 1,3...1,4 мкм, в случае наплавки током 220 А – 1,60...1,7 мкм, а для токов 240 и 260 А средний d растёт по линейному закону с увеличением расхода порошка от 1,5 до 1,85 мкм.

Установлено, что в интервале токов 220...260 А с ростом скорости подачи порошка фактор формы ча-

стиц VC растёт по линейному закону и при расходе более 1,5 кг/ч они становятся равноосными ($f > 0,7$). При наплавке покрытий токами 160...200 А частицы VC в них описываются средним фактором формы больше 0,74 уже при минимальном расходе порошка.

Удлиненные частицы в основном располагаются по границам аустенитных зерен, а равноосные – в теле зерен и эвтектике.

Плазменная порошковая наплавка позволяет формировать мультимодальное распределение упрочняющей фазы по размерам в объеме упрочненного слоя: микронные и субмикронные размеры частиц карбида ванадия в аустенитной матрице и эвтектические карбиды типа Cr_7C_3 , что обеспечивает равномерность их распределения по объему.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 240 с.
2. Moghaddam E.G., Varahram N., Davami P. On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel // Materials Science and Engineering A. – 2012. – V. 532. – P. 260–266.
3. Wei Shizhong, Zhu Jinhua, Xu Liujie, Long Rui. Effects of carbon on microstructures and properties of high vanadium high-speed steel // Materials and Design. – 2006. – V. 27. – P. 58–63.
4. 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. – V. 263. – P. 215–222.
5. Tokaji K., Horie T., Enomoto Y. Effects of microstructure and carbide spheroidization on fatigue behaviour in high V–Cr–Ni cast irons // International Journal of Fatigue. – 2006. – V. 28. – P. 281–288.
6. Дураков В.Г., Дампелон Б.В., Гнусов С.Ф. Роль мелкодисперсных выделений карбида ванадия в повышении износостойкости покрытий из хромистого чугуна // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 5. – С. 10–14.
7. Gnyusov S.F. Structure and Abrasive Wear Resistance of R6M5 Steel–Tungsten Carbide Composite Coatings // Technical Physics Letters. – 2012. – V. 38. – № 9. – P. 861–864.
8. Гнусов С.Ф., Дураков В.Г., Маков Д.А. Формирование износостойких аустенитных покрытий с регулируемым карбидным упрочнением // ФИХОМ. – 2004. – № 6. – С. 54–60.
9. Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high-speed steel rolls / Yikun Luan, Nannan Song, Yunlong Bai, Xiuhong Kang, Dianzhong Li // Journal of Materials Processing Technology. – 2010. – V. 210. – P. 536–541.
10. Microstructure of the spray formed Vanadis 4 steel and its ultrafine structure / Fei Yan, Zhou Xu, Haisheng Shi, Junfei Fan // Materials Characterization. – 2008. – V. 59. – P. 592–597.
11. Косицина И.И., Сагарадзе В.В. Аустенитные стали различных систем легирования с карбидным упрочнением // Металлы. – 2001. – № 6. – С. 65–74.
12. Bilek P., Sobotová J., Jurčí P. Evaluation of the microstructural changes in Cr–V ledeburitic tool steels depending on the austenitization temperature // Materials and technology. – 2011. – V. 45 (5). – P. 489–493.
13. Гнусов С.Ф., Маков Д.А. Структура карбидной подсистемы композиционных покрытий на основе аустенитных сталей // Известия томского политехнического университета. – 2013. – Т. 322. – № 2. – С. 120–124.
14. Effect of carbon contents on dry sliding wear behavior of high vanadium high speed steel / Ying Ping Ji, Su Jun Wu, Liu Jie Xu, Yan Li, Shi Zhong Wei // Wear. – 2012. – V. 294. – № 295. – P. 239–245.
15. Fontalvo G.A., Humer R., Mitterer C., Sammt K., Schemmel I. Microstructural aspects determining the adhesive wear of tool steels // Wear. – 2006. – V. 260. – P. 1028–1034.
16. Гнусов С.Ф., Дураков В.Г. Электронный луч в формировании неравновесных структур. – Томск: Изд-во ТПУ, 2012. – 115 с.
17. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. – Киев: Екотехнология, 2007. – 292 с.
18. Влияние технологических параметров плазменной порошковой наплавки на формируемую структуру покрытий системы Fe–Cr–V–Mo–C / А.С. Дегтерёв, Б.Ф. Советченко, Е.А. Трущенко, С.Ф. Гнусов // Сварка и диагностика. – 2011. – № 4. – С. 13–20.
19. Дегтерёв А.С., Гнусов С.Ф. Влияние технологических параметров плазменной порошковой наплавки током прямой полярности на формируемую структуру Fe–Cr–V–Mo–C покрытий // Известия Томского политехнического университета. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 87–94.
20. Дегтерёв А.С., Кирилкин М.С., Исакин И.А., Гнусов С.Ф. Износ покрытий на основе системы Fe–Cr–V–Mo–C // Вестник науки Сибири. – 2012. – № 4 (5). – С. 118–123. URL: <http://sjs.tpu.ru/journal/article/view/PDFInterstitial/432/372> (дата обращения: 25.06.2013).
21. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
22. Чернявский К.С. Стереология в материаловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 280 с.
23. Нефедьев С.П. Особенности структуры и свойства поверхностных слоев углеродистых сталей с плазменным упрочнением и наплавкой комплексно-легированным белым чугуном: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Магнитогорск, 2012. – 18 с.
24. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.

Поступила 26.08.2013 г.

UDC 621.791.927.2

EFFECT OF PLASMA SURFACING PARAMETERS ON VANADIUM CARBIDE MICROSTRUCTURE IN POWDER COATINGS BASED ON PR-Cr18VNiMo

Sergey F. Gnyusov,

Dr. Sc., Tomsk Polytechnic University, Russia, 634050, Tomsk, Lenin avenue, 30.

E-mail: gnyusov@rambler.ru

Aleksandr S. Degterev,

Tomsk Polytechnic University, Russia, 634050, Tomsk, Lenin avenue, 30.

E-mail: Degterev@tpu.ru

The vital importance of the investigation is caused by forming the volume homogeneous structure and the phase composition of composite coatings to give them wide range of operational requirements. The paper seeks to study in detail the change of average volume fraction, size, carbide-vanadium particles shape factor, uniformity of their distribution depending on current intensity and the feed speed of PR-Cr18VNiMo powder in a plasma-powder deposition with the direct current. The microstructure analysis of the coatings was carried out with Olympus GX51 optical microscope supplied with SIAMS-700 image analyzer. The authors have carried out the phase composition investigations of the depositions using X-ray diffraction analysis by means of Shimadzu XRD-6000 diffractometer with CuK filtered α -radiation. The studies revealed the influence of plasma surfacing parameters such as current straight polarity and powder feed rate of PR-Cr18VNiMo on vanadium carbide microstructure. With the increasing powder feed rate in the range of current of 220...260 A the VC particle shape factor grows linearly. At rate exceeding 1,5 kg/h the VC particle shape factor become equiaxed. The use of surfacing coating currents of 160...200 A promotes the release of equiaxed particles. In this case their form factor does not depend on the powder feed rate.

Key words:

Plasma-jet hard-facing, composition coating, austenitic steel, vanadium carbide, structure.

REFERENCES

- Kulkov S.N., Gnyusov S.F. *Karbidostali na osnove karbidov titana i volframa* [Carbide Steels Based on Carbides of Titanium and Tungsten]. Tomsk, NTL, 2006. 240 p.
- Moghaddam E.G., Varahram N., Davami P. On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel. *Materials Science and Engineering A.*, 2012, vol. 532, pp. 260–266.
- Wei Shizhong, Zhu Jinhua, Xu Liuji, Long Rui. Effects of carbon on microstructures and properties of high vanadium high-speed steel. *Materials and Design*, 2006, vol. 27, pp. 58–63.
- 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, vol. 263, pp. 215–222.
- Tokaji K., Horie T., Enomoto Y. Effects of microstructure and carbide spheroidization on fatigue behaviour in high V-Cr-Ni cast irons. *International Journal of Fatigue*, 2006, vol. 28, pp. 281–288.
- Durakov V.G., Dampelon B.V., Gnyusov S.F. Rol melkodispersnykh vydeleniy karbida vanadiya v povyshenii iznosostoykosti pokrytiy iz khromistogo chuguna [Role of disperse release vanadium carbide in increase of wear resistance of chromic pig-iron coverings]. *Strengthening technologies and coverings*, 2009, no. 5, pp. 10–14.
- Gnyusov S.F. Struktura i abrazivnaya iznosostoykost kompozitsionnykh pokryty stal «P6M5–WC» [Structure and Abrasive Wear Resistance of R6M5 Steel–Tungsten Carbide Composite Coatings]. *Technical Physics Letters*, 2012, vol. 38, no. 9, pp. 861–864.
- Gnyusov S.F., Durakov V.G., Makov D.A. Formirovanie iznosostoykikh austenitnykh pokrytiy s reguliruemykh karbidnym uprochneniem [Formation of wear resistant austenite coatings with regulated carbide hardening]. *Physics and chemistry of processing of materials*, 2004, no. 6, pp. 54–60.
- Yikun Luan, Nannan Song, Yunlong Bai, Xiuhong Kang, Dianzhong Li. Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high-speed steel rolls. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, vol. 210, pp. 536–541.
- Fei Yan, Zhou Xu, Haisheng Shi, Junfei Fan Microstructure of the spray formed Vanadis 4 steel and its ultrafine structure. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59, pp. 592–597.
- Kositsina I.I., Sagaradze V.V. Austenitnye stali razlichnykh sistem legirovaniya s karbidnym uprochneniem [Carbide hardened austenitic steels of different alloying systems]. *Metals*, 2001, no. 6, pp. 65–74.
- Bilek P., Sobotová J., Jurci P. Evaluation of the microstructural changes in Cr-V ledeburitic tool steels depending on the austenitization temperature. *Materials and technology*, 2011, vol. 45 (5), pp. 489–493.
- Gnyusov S.F., Makov D.A. Struktura karbidnoy podsistemy kompozitsionnykh pokrytiy na osnove austenitnykh staley [Structure of carbide subsystems of composite austenite steel based coatings]. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2013, vol. 322, no. 2, pp. 120–124.
- Ying Ping Ji, Su Jun Wu, Liu Jie Xu, Yan Li, Shi Zhong Wei. Effect of carbon contents on dry sliding wear behavior of high vanadium high speed steel. *Wear*, 2012, vol. 294, no. 295, pp. 239–245.
- Fontalvo G.A., Humer R., Mitterer C., Sammt K., Schemmel I. Microstructural aspects determining the adhesive wear of tool steels. *Wear*, 2006, vol. 260, pp. 1028–1034.
- Gnyusov S.F., Durakov V.G. *Elektronny luch v formirovanii neravnovesnykh struktur* [Electronic beam in formation of nonequilibrium structures]. Tomsk, TPU Publ. house, 2012. 115 p.
- Gladkiy P.V., Perepletchikov E.F., Ryabcev I.A. *Plazmennaya naplavka* [Plasma-jet hard-facing]. Kiev, Ekotehnologiya, 2007. 292 p.
- Degterev A.S., Sovetchenko B.F., Trushchenko E.A., Gnyusov S.F. Vliyanie tekhnologicheskikh parametrov plazmennoy

- poroshkovoy naplavki na formiruemyu strukturu pokrytiy sistemy Fe-Cr-V-Mo-C [Influence of technological parameters of plasma powder hard-facing on the formed structure of coverings of Fe-Cr-V-Mo-C system]. *Welding and diagnostics*, 2011, no. 4, pp. 13–20.
19. Degterov A.S., Gnyusov S.F. Vliyanie tekhnologicheskikh parametrov plazmennoy poroshkovoy naplavki na formiruemyu strukturu pokrytiy sistemy Fe-Cr-V-Mo-C [Influence of technological parameters of plasma powder hard-facing with direct polarity current on the formed structure of Fe-Cr-V-Mo-C coating]. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2013, vol. 320, no. 2, pp. 87–94.
 20. Degterov A.S., Kirilkin M.S., Isakin I.A., Gnyusov S.F. Iznos pokrytiy na osnove sistemy Fe-Cr-V-Mo-C [Wear of coating on the basis of Fe-Cr-V-Mo-C system]. *Siberian Journal of Science*, 2012, no. 4 (5), pp. 118–123. Available at: <http://sjs.tpu.ru/journal/article/viewPDFInterstitial/432/372> (accessed 25 June 2013).
 21. Geller Yu.A. *Instrumentalnye stali* [Tool steels]. Moscow, Metallurgy, 1983. 527 p.
 22. Chernyavskiy K.S. *Stereologiya v materialovedenii* [Stereometry in materials technology]. Moscow, Metallurgy, 1977. 280 p.
 23. Nefedyev S.P. *Osobennosti struktury i svoystva poverkhnostnykh sloev uglerodistykh staley s plazmennym uprochneniem i naplavkoy kompleksno-legirovannym belym chugunom*. Avtoreferat Dis. kand. nauk [Features of structure and property of blankets of carbonaceous steels with plasma hardening and cladding with complex-alloyed white pig-iron. Cand. Diss.]. Magnitogorsk, 2012. 18 p.
 24. Livshits L.S., Khakimov A.N. *Metallovedenie svarki i termicheskaya obrabotka svarnykh soedineniy* [Metallurgical science of welding and thermal processing of welded connections]. Moscow, Mechanical engineering, 1989. 336 p.

УДК 62–752+62–755

УРАВНОВЕШИВАНИЕ АВТОБАЛАНСИРОМ РОТОРА В УПРУГО-ВЯЗКО ЗАКРЕПЛЕННОМ КОРПУСЕ С НЕПОДВИЖНОЙ ТОЧКОЙ

Филимонихин Геннадий Борисович,

д-р техн. наук, профессор кафедры деталей машин и прикладной механики
Кировоградского национального технического университета,
Украина, 25006, г. Кировоград, пр. Университетский, 8.
E-mail: filimonikhin@narod.ru, fgb@online.ua

Гончаров Валерий Владимирович,

канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры высшей математики
Кировоградского национального технического университета, Украина,
25006, г. Кировоград, пр. Университетский, 8. E-mail: matkora@yandex.ru

Изучается процесс уравнивания автобалансиrom статически неуравновешенного ротора, помещенного с возможностью вращения в тяжелый упруго-вязко закрепленный корпус с неподвижной точкой. Предложенная методика исследований может быть стандартной при решении подобных задач и включает следующие этапы:

- составление упрощенных дифференциальных уравнений движения роторной системы, линеаризованных как по введенному малому параметру, так и по отклонениям системы от установившегося движения;
- составление замкнутой системы дифференциальных уравнений относительно обобщенных координат, определяющих движение ротора, его дисбаланс;
- проведение уравнений к безразмерному виду, их комплексное сворачивание и приведение к стационарному виду;
- составление характеристического уравнения и исследование его корней.

В результате исследований установлено, что: принципиально возможно уравновесить ротор, только если условный составной ротор (образованный ротором и корпусом) длинный; при этом ротор имеет одну критическую скорость, и автобалансировка наступает при ее превышении; в процессе наступления автобалансировки сначала прекращаются быстрые движения корректирующих грузов относительно ротора, а потом они медленно движутся относительно ротора к автобалансировочному положению.

Ключевые слова:

Ротор, дисбаланс, автобалансиrom, основное движение, устойчивость движения.

Введение

Роторы многих центробежных машин – стиральных, экстракторов, сепараторов, центрифуг, осевых вентиляторов и пр. – установлены в корпусе с возможностью вращения, а уже корпус закреплен упруго-вязко и совершает неплоское движение. В этих машинах дисбаланс ротора меняется в

процессе выполнения технологических операций, поэтому его целесообразно уравнивать на ходу пассивными автобалансирами (АБ) [1].

Наиболее полный обзор литературы по пассивной автобалансировке роторов приведен в [1]. Учет этого обзора и последних публикаций показывает, что на сегодня мало работ, в которых аналитиче-