

УДК 621.791.927

**КАРБИД VC В Fe–Cr–V–Mo–C-ПОКРЫТИИ**

А.С. Дегтерёв, А.А. Зеленков, И.В. Горелов

Томский политехнический университет

E-mail: degterev@tpu.ru

**Дегтерёв Александр Сергеевич**, ассистент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ.

E-mail: degterev@tpu.ru

Область научных интересов: наплавка износостойких и коррозионностойких покрытий.

**Зеленков Алексей Андреевич**, студент IV курса кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ.

E-mail: elenkov@tpu.ru

Область научных интересов: наплавка износостойких покрытий.

**Горелов Илья Владимирович**, студент IV курса кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ

E-mail: elenkov@tpu.ru

Область научных интересов: наплавка износостойких покрытий.

В работе исследована микроструктура Fe–Cr–V–Mo–C-покрытий, выполненных плазменной наплавкой порошка ПР-Х18ФНМ. Установлено влияние режима наплавки на средние по сечению объемную долю, число, диаметр, фактор удлинения и площадь высокотвердых частиц карбида ванадия. Показано, что увеличение тока наплавки от 160 до 260 А и уменьшение скорости подачи присадочного порошка от 1,1 до 2,2 кг/ч способствует уменьшению средней объемной доли частиц VC от 11 до 7 % и фактора удлинения от 0,81 до 0,64. Определены режимы, обеспечивающие относительно однородное распределение частиц карбида ванадия по высоте покрытий.

**Ключевые слова:**

Плазменная порошковая наплавка, Fe–Cr–V–Mo–C-сплав, режим, микроструктура.

Особенностью технологии плазменной наплавки является концентрированный ввод энергии в упрочняемую деталь. Плотность энергии, передаваемая от плазменной струи к нагреваемой поверхности, на один-два порядка больше, чем от открытой несжатой дуги [1]. Это обстоятельство способствует кратковременности термического цикла наплавки и формированию покрытий, содержащих метастабильные фазы и пересыщенные твердые растворы. В свою очередь, среди плазменных технологий способ плазменной наплавки порошком позволяет обеспечить возможность отдельного управления процессами ввода энергии и

подачи присадочного материала. А значит, открывает широкие возможности для регулирования режима не только с точки зрения макроразмеров (ширины, высоты, доли основного металла в наплавленном) покрытий, но и с позиции формирования в них различной микроструктуры. Влияние режима плазменной наплавки на макроразмеры формируемых покрытий широко изучено в [2–6] и других работах. В последние годы появляется все больше работ, описывающих связи режима наплавки с формируемой микроструктурой и свойствами покрытий [7–9]. Но эти связи по-прежнему мало изучены ввиду растущего многообразия применяемых для наплавки присадочных материалов. Так, в качестве присадочных материалов-композиов используют многокомпонентные Fe–Mn–Cr–V–C, Fe–Cr–Mn–Ti–C, Fe–Cr–Ti–Mo–C, Fe–Cr–V–Mo–C, Fe–W–Mo–Cr–V–C, Fe–Cr–V–C–W и др. сплавы на основе железа, обеспечивающие многовариантность качественного и количественного фазового состава формируемых в условиях неравновесной кристаллизации упрочняющих слоев.

В настоящее время стремление снизить концентрацию острodefицитных элементов (W, Mo, Co) в износостойких композиционных материалах вызывает повышенный интерес ученых к сплавам, высоколегированным ванадием. Ванадий более сильный, чем W, Mo, Cr [10], карбидообразующий элемент, образует высокотвердые (микротвердость  $HV_{0.05} 2900$  МПа), тугоплавкие ( $T_{\text{плавления}}=2850$  °C) [11] мелкодисперсные [12] избыточ-

ные карбиды, относительно равномерно распределенные в объеме матрицы композита и эффективно защищающие ее от изнашивания. Сплавы, высоколегированные ванадием, способны успешно конкурировать с высокохромистыми чугунами и быстрорежущими сталями [13, 14]. Развитие подобных материалов в качестве присадочных при дуговой наплавке сдерживало способность ванадия образовывать шпинели, приводящие к трудноотделимости шлаковой корки [6, 15]. При наплавке в среде защитных газов эта проблема теряет свою значимость. Сплавы с высоким содержанием ванадия могут успешно применяться для наплавки шнеков экструдеров и термопластов, рабочих элементов прокатных станов, насосов, деталей, подверженных интенсивному абразивному изнашиванию, например элементов землеройной техники.

В работах [16, 17] было показано, что с увеличением погонной энергии (уменьшением скорости наплавки и увеличением силы тока при постоянном расходе порошка 1,9 кг/ч) наплавки в исследуемых покрытиях наблюдается рост средних диаметров частиц карбида ванадия от 1,1 до 1,9 мкм, небольшое уменьшение их объемной доли от 10...13 % до 8...9 % и уменьшение среднего числа частиц от ~ 800 до ~ 200 на фиксированной площади микроструктуры покрытий ( $10^4$  мкм<sup>2</sup>). Определено, что с увеличением погонной энергии наплавки износостойкость покрытий исследуемой системы легирования снижается [18]. А микроструктура покрытий, нанесенных током прямой полярности в 250 А со скоростью 6 м/ч при расходе 1,9 кг/ч и током в 220 А при расходе 1,45 кг/ч и скорости 4,5 м/ч, содержит частицы карбида ванадия вытянутой формы.

Целью настоящей работы является исследование изменений средних доли, числа, диаметра, фактора удлинения частиц карбида ванадия, равномерности их распределения в зависимости от силы тока наплавки прямой полярности и скорости подачи присадочного порошка.

### Материалы и методики исследования

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, 2,0...2,6 Mo, Fe – основа. В качестве основного материала использовали пластины из стали 20 размером 250×100×10 мм, поверхность которых предварительно шлифовалась.

Покрытия наносили на серийно выпускавшейся ВНИИЭСО установке УПН-303УХЛ4 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 (отрицательный полюс силовой цепи подключен к водоохлаждаемому медному электроду с вольфрамовой вставкой диаметром 5 мм, а положительный – к обрабатываемой пластине). Расстояние от плазмотрона до изделия составляло 10...12 мм, расход плазмообразующего газа 2...3 л/мин, транспортирующего 10...16 л/мин, для дополнительного поддува до 10...15 л/мин, напряжение на дуге 30...39 В. Для подробного исследования изменений в подсистеме высокотвердого VC карбида Fe–Cr–V–Mo–C-покрытий в работе силу тока изменяли в диапазоне 160...260 А с шагом в 20 А, расход присадочного порошка – в диапазоне 1,1...2,2 кг/ч с шагом 0,3...0,4 кг/ч, скорость назначали из ранее определенного оптимального диапазона равной 6 м/ч (таблица).

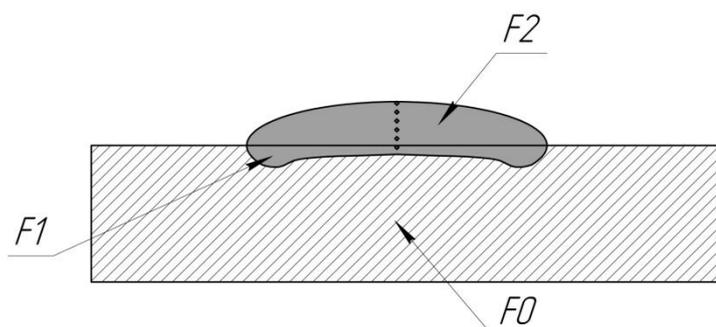
Эффективная погонная энергия для всех режимов наплавки рассчитывалась согласно ГОСТ Р ИСО 857-1-2009 «Сварка и родственные процессы. Словарь». Эффективный КПД нагрева изделия дугой принимали равным 0,56...0,62. Эффективный радиус пятна ввода тепла в изделие составлял около 8 мм.

**Таблица.** Параметры режимов плазменной порошковой наплавки

Режимы наплавки	Полярность тока	Сила тока, А	Напряжение на дуге, В	Скорость наплавки, м/ч	Расход порошка, кг/ч	Погонная энергия, кДж/см
1	прямая	160	30...31	6	1,1	18
2		180	31...33		1,1	22
3		200	32...34		1,1	24
4		200	32...34		1,5	24
5		200	32...34		1,9	24
6		220	34...36		1,1	28
7		220	34...36		1,5	28
8		220	34...36		1,9	28
9		220	34...36		2,2	28
10		240	36...38		1,1	31
11		240	36...38		1,5	31
12		240	36...38		1,9	31
13		240	36...38		2,2	31
14		260	37...39		1,1	34
15		260	37...39		1,5	34
16		260	37...39		1,9	34
17		260	37...39		2,2	34

Общая площадь исследуемых поперечных шлифов состояла из площади основного металла ( $F_0$ ) и площади упрочненного слоя, которая, в свою очередь, может быть условно разделена на две составные части (рис. 1): первая, большая из них – площадь наплавленного металла ( $F_2$ ), вторая, меньшая – площадь проплавления упрочняемой детали ( $F_1$ ). Эти площади, а также долю участия основного металла в наплавленном покрытии определяли на четырех поперечных макрошлифах, протравленных в течение 15 с 4%-м раствором  $\text{HNO}_3$  в  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ .

Микроструктуру покрытий исследовали на поперечных микрошлифах, вырезанных из зоны установившегося режима, с помощью оптического микроскопа Olympus GX51. Для оценки равномерности структуры по толщине формируемых покрытий по оси покрытий, от границы сплавления к их вершине, прокалывали дорожку уколов (маркеров) алмазной пирамидой (угол при вершине  $136^\circ$ ) при нагрузке в 0,981 Н с шагом 300 мкм (рис. 1). Справа и слева от каждого маркера анализировали микроструктуру.

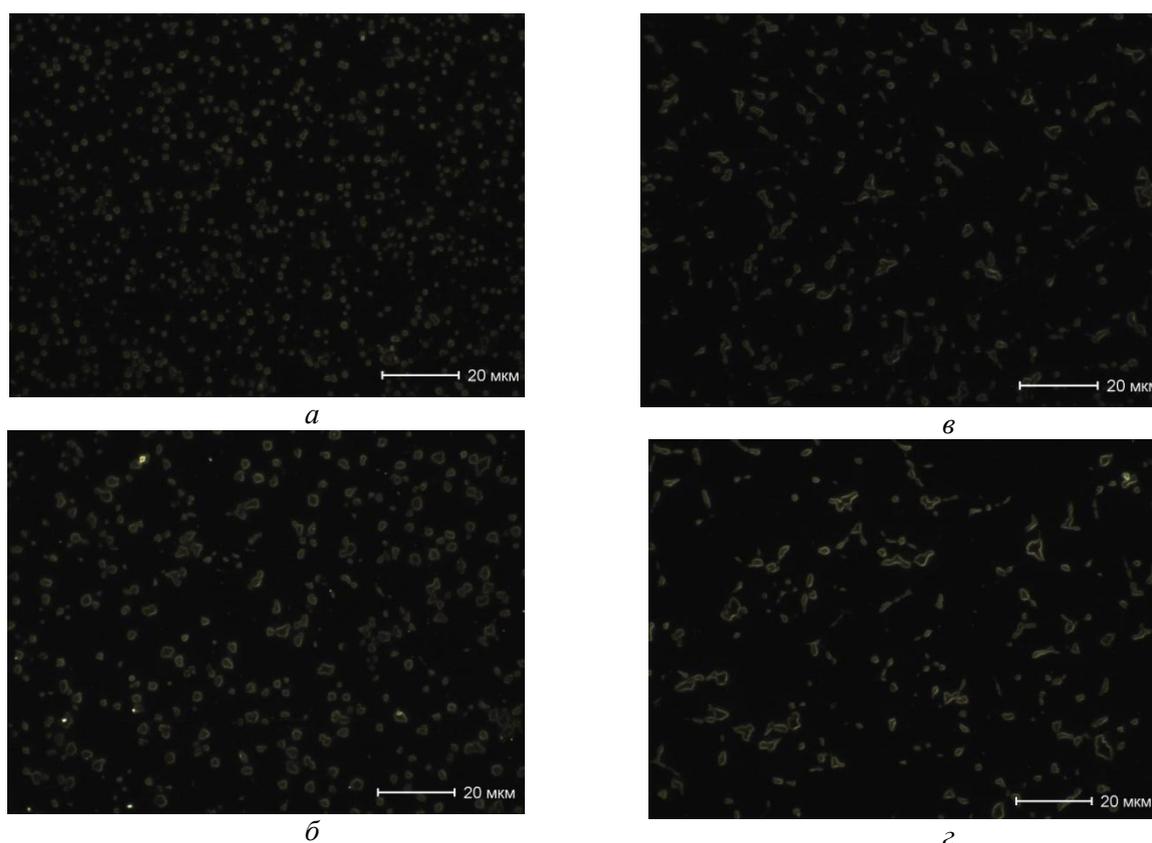
**Рис. 1.** Схематичное изображение шлифа и схема расстановки уколов алмазной пирамидой

Частицы карбида ванадия, выявляемые рельефным полированием по методике [19], исследовали с применением методов дифференциального интерференционного контраста и темнопольного освещения. С помощью анализатора изображений SIAMS 700 оценивали объемные доли частиц  $\text{VC}$ , их средние диаметры, средний фактор удли-

нения, рассчитанный как отношение ортогональной максимальной проекции частицы к максимальной проекции частицы, и число частиц, приходящихся на единицу площади шлифа ( $10^4$  мкм<sup>2</sup>).

### Результаты и обсуждение

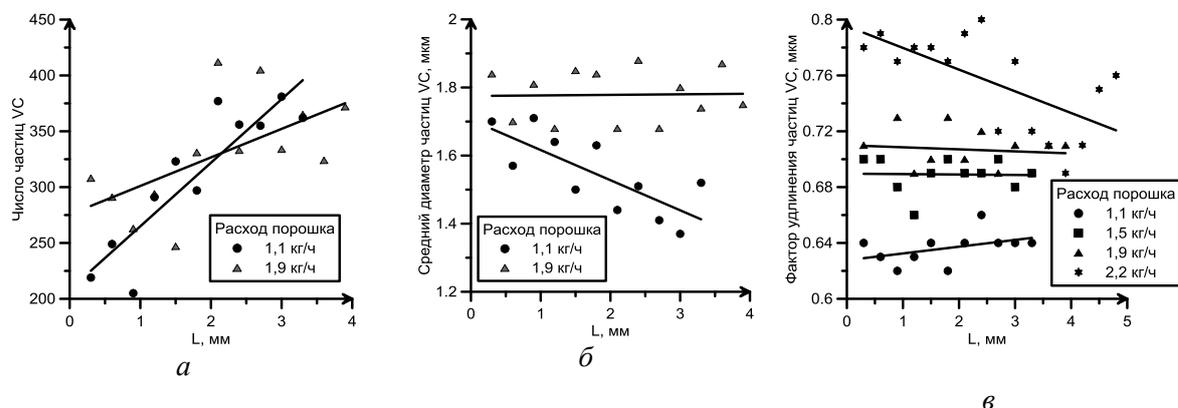
Анализ микроструктуры на поверхности шлифов после их полировки показал, что высокопрочный карбид VC в зависимости от режима может быть представлен мелкими равноосными частицами (рис. 2, *а*) средним размером менее 1,5 мкм, крупными ограниченными частицами средним размером от 1,5 до 1,9 мкм (рис. 2, *б*), мелкими вытянутыми осколкообразными включениями (рис. 2, *в*) и крупными вытянутыми включениями (рис. 2, *г*).



**Рис. 2.** Микроструктура покрытий, выполненных на режимах № 1 (*а*), № 12 (*б*), № 14 (*в*, *г*)

При наплавке покрытий током прямой полярности 220...260 А в их строении наблюдается макронеоднородность распределения частиц VC следующего характера: от границы сплавления к поверхности упрочняющего слоя доля частиц карбида ванадия увеличивается, как и среднее их число, средний диаметр уменьшается, а фактор удлинения сохраняется практически без изменений. Причем интенсивность этих изменений в указанном диапазоне токов зависит от расхода присадочного порошка (рис. 3, *а*, *б*) и связана с проплавлением основного металла и градиентом температуры по высоте покрытий. Так, при скорости подачи 1,1...1,5 кг/ч число частиц на фиксируемой площади шлифа увеличивается в 1,6...2,2 раза, доля – в 1,1...1,3 раза, а средний диаметр уменьшается в 0,7...0,9 раза. При расходах 1,9...2,2 кг/ч число частиц увеличивается в 1,1...1,6 раза, доля – в 1,15 раза или слабо изменяется, средний диаметр или незначительно уменьшается, или колеблется около некоторой средней величины.

Фактор удлинения частиц карбида ванадия по сечению наплавленных токами 220...260 А покрытий слабо изменяется или несколько снижается к их поверхности (рис. 3, в).



**Рис. 3.** Изменение числа частиц (а), среднего диаметра (б) и фактора удлинения (в) частиц карбида ванадия от границы сплавления к поверхности покрытий, выполненных током 260 А (L- расстояние от линии сплавления)

При наплавке током 200 А со скоростью подачи порошка 1,5...1,9 кг/ч доля частиц VC, их число, средний диаметр и фактор удлинения по сечению упрочняющего слоя слабо изменяются, а с расходом 1,1 кг/ч от границы сплавления к поверхности покрытия число увеличивается в 1,7 раза, диаметр уменьшается в 0,82 раза.

Таким образом, относительно однородным в макрообъёме распределением частиц карбида ванадия характеризуются покрытия, выполненные токами 220...260 А при расходе порошка 1,9...2,2 кг/ч, током 200 А при расходе 1,5...1,9 кг/ч. В покрытиях, наплавленных токами 160...180 А при минимальном расходе присадочного порошка, распределение частиц VC также неравномерно, однако эта неравномерность не связана с проплавлением основного металла и описана в наших предыдущих работах [16, 17].

Для оценки влияния силы тока и скорости подачи порошка на средние по сечению наплавленного слоя число, объемную долю, диаметр, площадь и фактор удлинения частиц VC были построены графики, приведенные на рис. 4. Для уменьшения влияния разбавления структуры покрытия основным металлом, микроструктура вблизи маркеров, располагающиеся на площади F1, не учитывалась при определении средних значений.

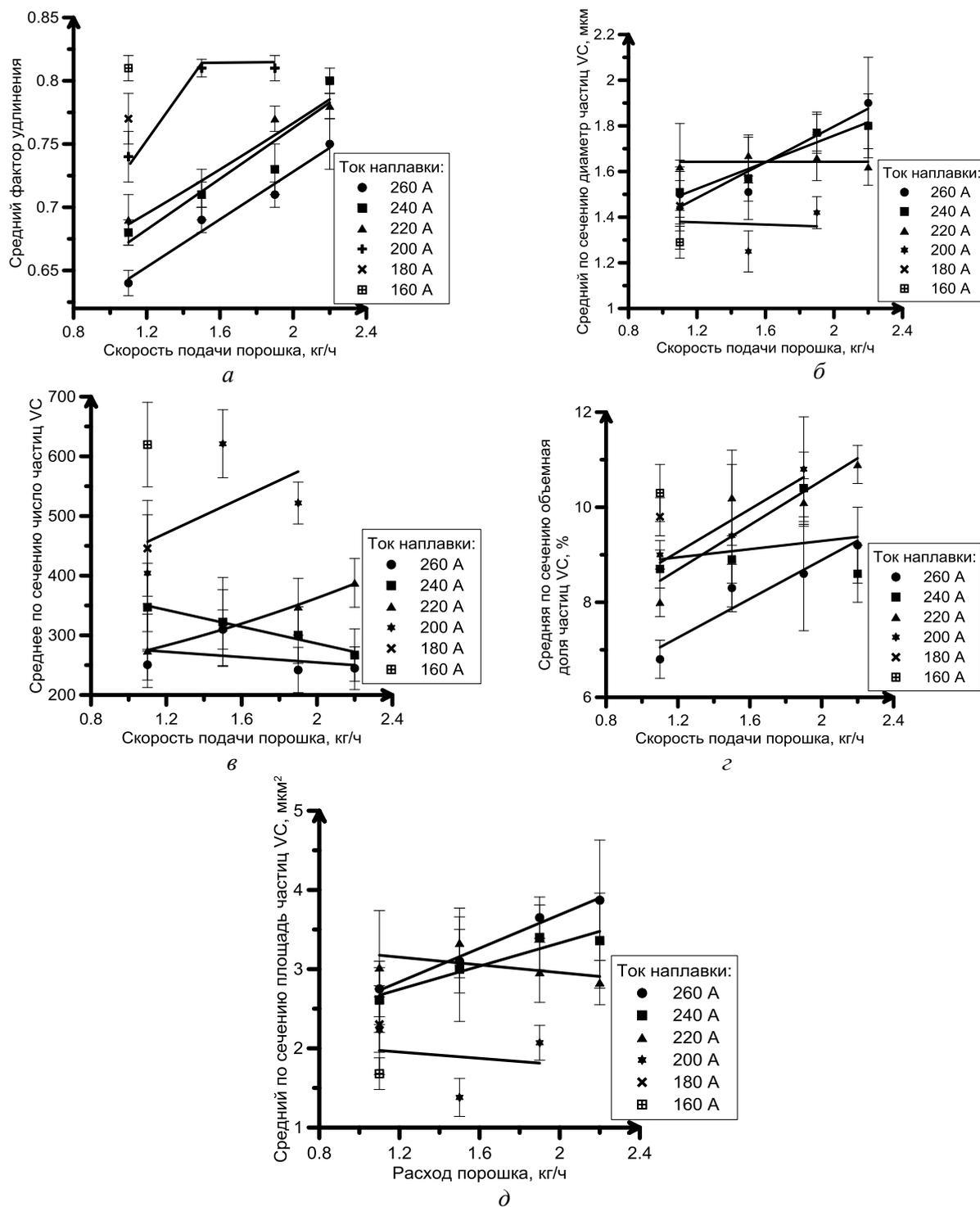
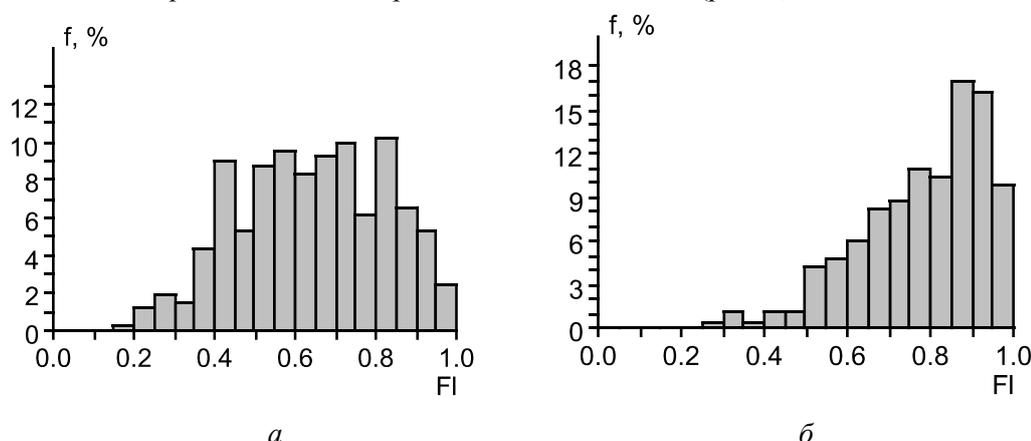


Рис. 4. Средние по сечению фактор удлинения (а), диаметр (б), число (в), объемная доля (г) и площадь (д) частиц VC в зависимости от скорости подачи присадочного порошка

Увеличение скорости подачи порошка от 1,1 до 2,2 кг/ч при постоянном токе в 260...220 А способствует увеличению фактора формы от 0,64...0,68 до 0,75...0,80 соответственно (рис. 4, *a*). Увеличение фактора удлинения свидетельствует о снижении степени и доли вытянутых частиц VC и росте количества равноосных включений (рис. 5).



**Рис. 5.** Распределение частиц VC в зависимости от фактора удлинения ( $f$ ) в центре покрытий, выполненных током 260 А, при расходе 1,1 кг/ч (*a*) (средний фактор удлинения 0,64) и (*б*) при расходе 2,2 кг/ч (средний фактор удлинения 0,79)

Структура, описываемая средним фактором удлинения, равным 0,78 и более, содержит в основном равноосные включения. При наплавке током 200 А фактор удлинения 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.

Таким образом, с уменьшением силы тока прямой полярности и увеличением расхода присадочного порошка средний фактор удлинения увеличивается от 0,64 до 0,81 по закону, близкому к линейному, и затем перестает зависеть от этих параметров.

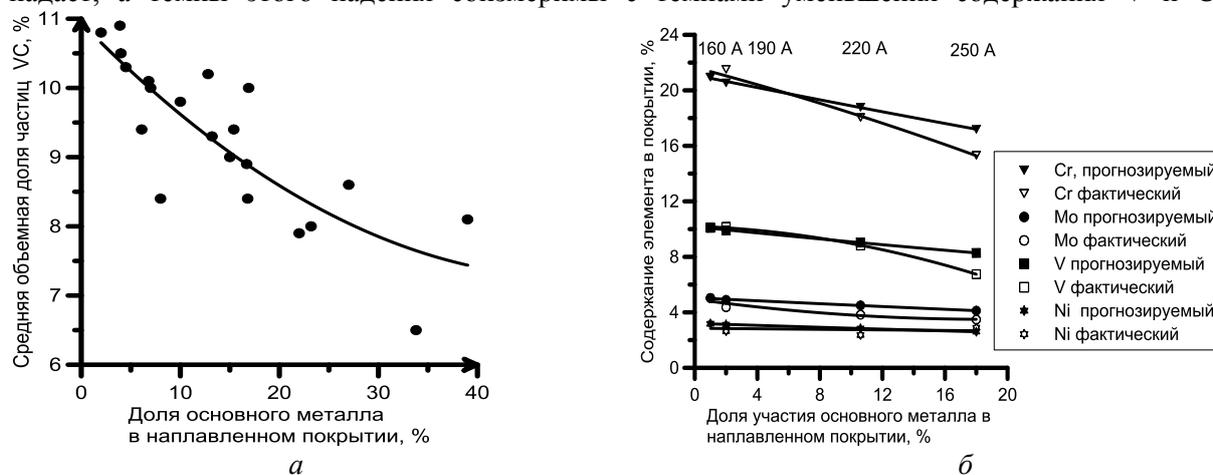
Средние диаметр и площадь частиц VC в зависимости от силы тока и скорости подачи порошка изменяются по более сложному закону. При наплавке токами 260...240 А средний по сечению диаметр (площадь) частиц плавно увеличивается по мере увеличения скорости подачи порошка от  $1,5 \pm 0,1$  ( $2,75 \dots 2,61 \pm 0,40$  мкм<sup>2</sup>) до  $1,90 \dots 1,77 \pm 0,20$  мкм ( $3,87 \pm 0,76 \dots 3,36 \pm 0,60$  мкм<sup>2</sup>) соответственно (рис. 4, *б*, *д*), а среднее число частиц колеблется в диапазоне от  $242 \pm 40$  до  $310 \pm 33$  или плавно уменьшается от  $347 \pm 74$  до  $267 \pm 44$  (рис.4, *в*). При наплавке током 220 А средний диаметр слабо изменяется в пределах  $1,62 \dots 1,67$  мкм, площадь незначительно снижается от  $3,02 \pm 0,72$  до  $2,83 \pm 0,28$  мкм<sup>2</sup>, а число частиц растет от  $274 \pm 61$  до  $388 \pm 41$ . При наплавке током 200 А диаметр колеблется в диапазоне значений от  $1,44 \pm 0,10$  до  $1,25 \pm 0,11$  мкм, площадь от  $2,23 \pm 0,56$  до  $1,40 \pm 0,24$  мкм<sup>2</sup>, а число частиц возрастает от  $404 \pm 98$  до  $621 \dots 522 \pm 57$ . Нанесение покрытия при силе тока, равной 180...160 А, с минимальным расходом порошка обеспечивает формирование покрытий, содержащих частицы карбида ванадия средним по сечению диаметром  $1,45 \pm 0,11$  и  $1,29 \pm 0,07$  мкм, площадью  $2,3 \pm 0,35$  мкм<sup>2</sup> и  $1,68 \pm 0,2$  мкм<sup>2</sup> в количестве  $446 \pm 80$  и  $620 \pm 71$  штук соответственно.

### Обсуждение

Изменение средних объемной доли, числа, формы и размеров частиц VC в Fe-Cr-V-Mo-S-покрытиях в зависимости от режима наплавки можно связать с двумя причинами: во-первых, с изменениями химического состава; во-вторых, с различиями в скорости кристаллизации и последующего охлаждения. Перемены химического состава при изменении силы тока и скорости подачи присадочного порошка связаны с увеличением или уменьшением доли участия основного металла в наплавленных покрытиях и с процессами выгорания легирующих элементов в ходе наплавки. На рис. 6, *a* приведена зависимость средней объемной доли частиц VC от доли

участия основного металла в наплавленном. Видно, что с увеличением последней объемная доля имеет тенденцию к снижению, а экспериментальные точки при этом характеризуются большим разбросом. На рис. 6, б приведены зависимости, построенные по данным микрорентгеноспектрального анализа, фактического содержания легирующих элементов от силы тока наплавки. Видно, что с увеличением тока более 200 А до 250...260 А снижение концентрации Cr, V и Mo в покрытии достигает 20...25 %. Также на рис. 6 б приведено прогнозируемое содержание каждого химического элемента, вычисленное по стандартной методике, учитывающей разбавление наплавленного металла металлом основы [20].

Несоответствие прогнозируемого и фактического содержания элементов в покрытии можно объяснить высоким сродством Cr, V и Mo к кислороду и их частичным выгоранием. Причем с увеличением тока до 250...260 А разница становится наиболее существенной. Отметим также понижение свободной энергии образования окислов углерода с повышением температуры [21]. Так, при 1220 °С энергия С становится равной энергии Cr, а при 1620 °С – равной энергии V. Следовательно, концентрация углерода с ростом тока в наплавленном слое также падает, а темпы этого падения соизмеримы с темпами уменьшения содержания V и Cr



**Рис. 6.** Зависимости объемной доли частиц VC от доли участия основного металла в наплавленном покрытии (а) и интегральной доли легирующих элементов в покрытии от тока наплавки (б)

Увеличение скорости кристаллизации с уменьшением силы тока от 220 до 160 А способствует формированию большого количества мелкодисперсных частиц карбида ванадия равноосной формы. Это хорошо согласуется с данными работы [22], где показано, что с увеличением скорости охлаждения литой стали в ее структуре размеры карбидов ванадия уменьшаются, объемная их доля увеличивается, а распределение становится более однородным. Для объяснения же причин роста средних по сечению диаметра и площади частиц карбида ванадия с увеличением расхода присадочного порошка в покрытиях, наплавленных токами 240...260 А, требуется проведение дополнительных исследований.

### Выводы:

1. Относительно однородным распределением частиц карбида ванадия по высоте характеризуются покрытия, выполненные токами 220...260 А при скорости подачи присадочного порошка 1,9...2,2 кг/ч, током 200 А при расходе 1,5...1,9 кг/ч.

2. Изменение силы тока прямой полярности в диапазоне 160...260 А и скорости подачи присадочного порошка от 1,1 до 2,2 кг/ч способствует изменению средних по сечению объемной доли частиц VC от  $6,8 \pm 0,4$  до  $10,8 \pm 0,7$  %, диаметра от  $1,25 \pm 0,07$  до  $1,9 \pm 0,2$  мкм, числа от  $240 \pm 38$  до  $621 \pm 60$ .

3. Уменьшение силы тока прямой полярности и увеличение скорости подачи присадочного порошка способствуют увеличению среднего фактора удлинения от 0,64 до 0,81 по закону, близкому к линейному, после чего он перестает зависеть от этих параметров.

4. Зафиксированные изменения формы частиц карбида ванадия от равноосной к вытянутой связаны, во-первых, с изменением в ходе наплавки на различных режимах интегрального химического состава формируемого покрытия (по причине разбавления основным металлом и выгорания легирующих элементов), во-вторых, с различной степенью переохлаждения ванны расплава.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П., Иванов В.П., Константинов В.М. Восстановление деталей машин. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.
2. Эрмантраут М.М., Комаров В.А. Влияние полярности на формирование слоев при плазменно-порошковой наплавке на сталь // Сварочное производство. – 1986. – № 5. – С. 2–4.
3. Розенберг М.Г., Поздеев Г.А. Определение основных параметров режимов плазменно-порошковой наплавки // Сварочное производство. – 1989. – № 12. – С. 5–6.
4. Гладкий П. В., Переpletчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. – Киев: Екотехнология, 2007. — 292 с.
5. Переpletчиков Е.Ф. Плазменно-порошковая наплавка износо- и коррозионных сплавов в арматуростроении // Автоматическая сварка. – 2004. – № 10. – С. 37–43.
6. Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А., Гордань Г.М. Высокованадиевые сплавы для плазменно-порошковой наплавки инструментов // Автоматическая сварка. – 2003. – № 3. – С. 21–25.
7. Минаков Е.А., Жаткин С.С., Паркин А.А., Фураев О.С., Климов В.Г. Влияние режимов плазменной наплавки, структурных факторов и свойств на износостойкость наплавленного порошкового материала Stellite 190W // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. – Т. 13. – № 4 (3). – С. 818–823.
8. Шевченко О.И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке за счет технологических воздействий: дис. ... д-ра техн. наук. – Екатеринбург, 2006. – 355 с.
9. Нефедьев С.П. Особенности структуры и свойства поверхностных слоев углеродистых сталей с плазменным упрочнением и наплавкой комплексно-легированным белым чугуном: автореферат дис. ... канд. техн. наук. – Магнитогорск, 2012. – 18 с.
10. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. Материаловедение – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
11. Соколов Г.Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей. – Волгоград: Политехник, 2005. – 284 с.
12. Салманов М.Н., Шабалин В.Н., Салманов Н.С., Кононов А.А. Новый высокованадиевый наплавочный материал для штампов горячего деформирования и пресс-форм // Сварочное производство. – 2001. – № 10. – С. 22–25.
13. 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. – V. 294–295. – P. 239–245.
14. Shizhong Wei , Jinhua Zhu, Leujue Xu. Research on wear resistance of high speed steel with high vanadium content // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V. 404. – P. 138–145.
15. Переpletчиков Е.Ф., Рябцев А.И. Плазменно-порошковая наплавка режущего инструмента // Сварочное производство. – 2008. – № 11. – С. 28–31.
16. Дегтерев А.С., Советченко Б.Ф., Трущенко Е.А., Гнусов С.Ф. Влияние технологических параметров плазменной порошковой наплавки на формируемую структуру покрытий системы Fe-Cr-V-Mo-C // Сварка и диагностика. – 2011. – № 4. – С. 13–20.
17. 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 ТПУ. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 87–94.
18. 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.
19. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
20. Сварка в машиностроении: справ.: в 4 т. / под ред. Н.А. Ольшанского. – М.: Машиностроение, 1978. – Т. 1. – 501 с.

21. Новожилов Н.М. Основы металлургии дуговой сварки в газах. – М.: Машиностроение, 1979. – 232 с.
22. 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. – V. 210. – P. 536–541.
23. Соснин С.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. – М.: Машиностроение, 2008. – 406 с.

Поступила 17.07.2013 г.