

УДК 621.791.92

СТРУКТУРА КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

С.Ф. Гнусов, Д.А. Маков*

Томский политехнический университет

*ООО «Сибирский механический завод», г. Северск

E-mail: gnusov@rambler.ru

Изучено влияние термоциклирования при многопроходной электронно-лучевой наплавке и последующего старения на особенности выделения частиц карбида ванадия в матрице на основе стали из никелевого и марганцовистого аустенита. Установлено, что карбид ванадия в композиционных покрытиях представлен в виде отдельных равноосных частиц, средний размер которых в марганцовистой матрице равен 94 нм, а в никелевой – 0,8 мкм.

Ключевые слова:

Электронно-лучевая наплавка, термоциклирование, композиционное покрытие, аустенитная сталь, карбид ванадия, структура.

Key words:

Electron beam facing, temperature cycling, composition coating, austenitic steel, vanadium carbide, structure.

Введение

В [1] изучено влияние термической обработки на структурно-фазовый состав и свойства аустенитных композиционных покрытий, наносимых с помощью электронно-лучевой наплавки. Установлен рациональный режим старения (600 °С в течение 1...2 ч), обеспечивающий сохранение аустенитной структуры матрицы и равномерное мультимодальное распределение карбидной фазы по размерам в объеме упрочненного слоя: $d_1=0,3...2,0$, $d_2=2...4$ и $d_3=4...7$ мкм. Показано, что сформировать подобное структурно-фазовое состояние композиционного покрытия возможно в условиях совмещения процесса вакуумной электронно-лучевой наплавки и термической обработки. На основе анализа микроструктуры и данных рентгеноструктурного исследования матрица в данных покрытиях представлена γ -фазой (аустенит), а упрочняющие частицы карбидами M_6C и VC . Однако детального анализа выделений частиц карбида ванадия в зависимости от типа аустенитной матрицы (никелевый и марганцовистый аустенит) в работе [1] не проведено. Вместе с тем дисперсность карбида и его объемная доля может существенно влиять на износостойкость [2].

Целью данной работы является изучение влияния термоциклирования при многопроходной электронно-лучевой наплавке и последующего старения на особенности выделения частиц карбида ванадия в матрице на основе никелевого или марганцовистого аустенита.

Материалы и методики проведения исследований

Для электронно-лучевой наплавки в вакууме (остаточное давление не выше 10^{-2} Па) использовались композиционные порошки на основе марганцовистого и никелевого аустенита. Для образца № 526 (вес. %): 20 Mn, 0,9 C, 4 Mo, 4 V, 15 WC, Fe – остальное; для образца № 527: 20 Ni, 4 Mo, 4 V, 15 WC, Fe – остальное. Композиционные порошки готовили путем смешивания порошков исходных компонентов, спекания, последующего дробления

полученных спеков и рассевом их на фракции по методике [3]. Для наплавки использовалась фракция дисперсностью 50...350 мкм. Наплавку проводили на плоские образцы размером 30×200 мм и толщиной 30 мм, изготовленные из стали 30. Число проходов электронного луча было равно четырем, что позволило сформировать покрытие общей толщиной ~ 3 мм. Мощность электронного луча была равна 4050...4300 Вт, диаметр электронного луча, длина развертки и скорость движения подложки составили 1 мм, 20 мм и 2,8 мм/с соответственно. После каждого прохода основной металл с наплавленным покрытием охлаждался до 200 °С со скоростью 20 °С/с.

Термическую обработку (старение) наплавленных образцов проводили при температуре $T_c=600\pm 10$ °С в течение 2 ч с последующим охлаждением на спокойном воздухе.

Структуру наплавленных покрытий (на продольных и поперечных микрошлифах) исследовали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Philips SEM 515, снабженного микроанализатором EDAX ECON IV.

В настоящей работе способ приготовления микрошлифов традиционный – механическое шлифование и полирование на алмазных пастах различной дисперсности. Химическое травление производилось в 4%-м спиртовом растворе HNO_3 и смеси кислот HNO_3 (1 об. часть) и HCl (3 об. части). Определение количественных характеристик микроструктуры (количества, размеров, формы, распределения различных фаз) проводили линейным и точечным методами.

Исследование фазового состава образцов непосредственно после наплавки и после старения проводили методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-7 с фильтрованным $Co_{K\alpha}$ -излучением в режиме сканирования в интервале углов 2θ от ~ 15 до 150°, с шагом 0,1°. При проведении качественного фазового анализа использовались хорошо известные картотеки.

Микротвердость (H_μ) покрытий и основного металла (подложки), непосредственно прилегающей к наплавке (2 мм), измеряли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76) с шагом по глубине 100 мкм при нагрузке 0,981 Н. Измерения производили в виде двух параллельных дорожек со смещением уколов индентора между дорожками 50 мкм. Расстояние между дорожками было

200 мкм. Это позволило построить график изменения микротвердости по толщине с шагом 50 мкм.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена микроструктура покрытий образца № 526 в различных ее участках (в верхней части, середине и у подложки) непосредственно после наплавки и дополнительного старения

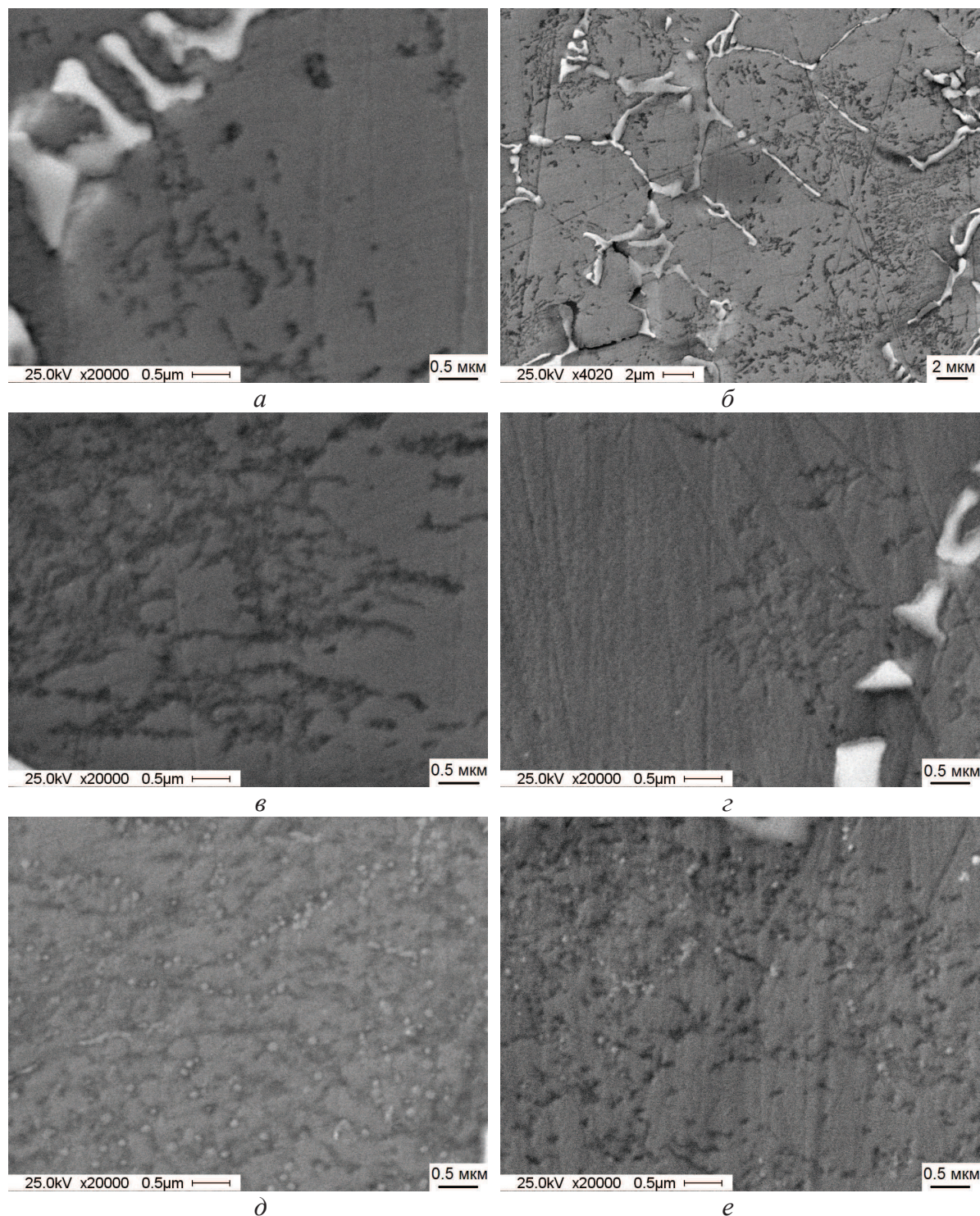


Рис. 1. Микроструктура покрытий образца № 526 после наплавки (а, в, д) и старения (б, г, е) при температуре 600 °С в течение 2 ч; а, б – верх, в, г – середина наплавки; д, е – у подложки

при температуре 600 °С в течение 2 ч. Анализ данной микроструктуры свидетельствует, что в объеме наплавленного металла первого и второго прохода (общая толщина ~ 1,5 мм) как непосредственно после наплавки, так и после дополнительного старения наряду с первичными эвтектическими и вторичными вытянутыми частицами карбида M_6C наблюдаются дисперсные округлые выделения частиц карбида VC (рис. 1, д, е). В середине наплавки данные частицы выявляются методом РЭМ только после старения (рис. 1, з), и их размер значительно меньше (в ~ 2 раза) по сравнению с частицами VC, расположенными в нижней части (рис. 1, д, е). В верхней части наплавки (объем наплавленного металла четвертого прохода) данные частицы методом РЭМ не выявляются (рис. 1, а, б).

На рис. 2 представлена гистограмма выделившихся в объеме нижней части покрытия (у подложки (рис. 1, д)) частиц карбида ванадия по размерам. Видно, что их средний размер равен 94 ± 28 нм.

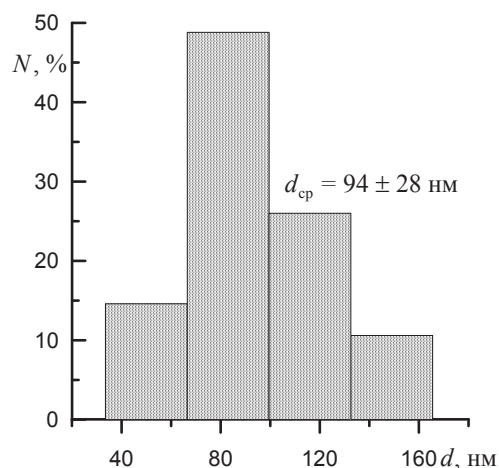


Рис. 2. Гистограмма размеров частиц VC в нижней части наплавки образца № 526 (рис. 1, д)

Анализ микроструктуры покрытий образца № 527 выявил наличие выкрашивания карбидных частиц и пористости (рис. 3). Карбидная сетка эвтектических карбидов M_6C более грубая по сравнению с покрытием образца № 526 (рис. 1, б). Наблюдаются отдельные крупные угловатые частицы карбидов. Карбидов ванадия нанодисперсного диапазона не наблюдается по всему объему покрытия как после наплавки (рис. 3, а, б), так и после дополнительной термической обработки (рис. 3, в, г). Однако число дисперсных карбидов (d_i) со средним размером ~ 0,8 мкм (рис. 4) после старения увеличивается в объеме упрочненного слоя с 1,0 до 2,6 %.

Отдельные крупные карбиды типа M_6C в процессе травления получают разную степень градации уровня серого: от светло-серого на внешней части частицы до темно-серого в ее центральной части. Микрорентгеноспектральный анализ элементного состава в этих областях (точки 1, 2 и 3 на рис. 3, д) свидетельствует о его различии, как показано в таблице.

Таблица. Результаты МРСА покрытия образца № 527 в различных областях (рис. 3, д)

Анализируемая область	Химический состав в вес. %						
	Mo	V	Cr	Mn	Ni	W	Fe
Точка 1	18,52	3,02	2,06	–	11,60	48,73	16,00
Точка 2	18,72	2,84	2,44	0,85	12,16	45,75	17,25
Точка 3	47,51	2,51	3,29	0,81	22,64	14,54	8,69
Интегральная (рис. 3, б)	5,68	4,19	2,22	0,93	24,97	7,26	54,75

В более светлых областях карбидной частицы (точки 1 и 2 на периферии) количество молибдена в два с лишним раза меньше, чем в ее центральной части, в то время как вольфрама в этих областях, наоборот, больше примерно втрое. Это говорит о том, что данные частицы карбида типа M_6C формировались как на этапе кристаллизации, так и на этапе термоциклирования в процессе многопроходной наплавки.

Таким образом, с учетом работ [1, 4], можно с уверенностью утверждать, что в процессе наплавки и последующего старения в покрытии № 526 наряду с карбидом типа M_6C трех типоразмеров ($d_1=0,3...2,0$ мкм, $d_2=2...4$ мкм и $d_3=4...7$ мкм), выделяются дисперсные частицы карбида ванадия четвертого диапазона (d_4) размером до 150 нм. Следовательно, формируется мультимодальное распределение карбидов по размерам в объеме матрицы, которое эффективно влияет на увеличение микротвердости. Так, H_v для покрытия № 526 увеличивается с $4,5 \pm 0,5$ до $5,9 \pm 0,4$ ГПа после старения, а для покрытия № 527 — с $3,7 \pm 0,6$ до $4,1 \pm 0,4$ ГПа.

Для композиционных покрытий на основе марганцовистого аустенита эффект упрочнения в процессе старения более значителен, чем у покрытий на основе никелевого аустенита, что связано, по-видимому, с низкой энергией дефекта упаковки марганцовистого аустенита, образованием при деформации дефектов упаковки, развитием процессов деформационного двойникования и мартенситного превращения [5]. В [4] исследовали структуру, механизмы выделения карбидов и механические свойства сталей на основе марганцовистого (сталь 45Г20М2Ф2) и никелевого (сталь 45Н26М2Ф2) аустенита. Авторами установлено, что для всех исследуемых сталей характерно гомогенное матричное выделение карбидов ванадия. Однако в марганцовистом аустените выделяются самые мелкие карбиды ($3...6$ нм) с плотностью распределения $(2...10) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. В никелевом аустените в единице объема данных карбидов на порядок меньше, а их средний размер в 1,5...2,0 раза больше. Это обуславливает самый высокий уровень упрочнения марганцовистого аустенита ($\sigma_{0,2}=1290$ МПа) после старения при 650 °С в течение 10 ч по сравнению с никелевым аустенитом ($\sigma_{0,2}=765$ МПа).

Увеличение размера частиц карбида ванадия в нижней части наплавки по сравнению с данными [4] обусловлены тем, что в процессе многопроходной наплавки ранее нанесенные слои подвергают-

ся термоциклированию. При этом абсолютная величина температуры в термоцикле значительно выше, чем 600 °С. Это вызывает наряду с выделением дисперсных карбидов и их коагуляцией. В верхних слоях наплавки число циклов нагрев-охлаждение уменьшается и, следовательно, процессы роста и коагуляции частиц карбида ванадия не фиксируются. Это подтверждается данными рабо-

ты [6], где изучали тонкую структуру теплостойкой стали 12Х1МФ после различного периода наработки при температуре эксплуатации ~ 570...600 °С. Авторы установили, что коагуляция карбидов ванадия начинает заметно проявляться только после 100 тыс. ч наработки. До этого момента наблюдается только процесс выделения дисперсных карбидов ванадия на дислокациях.

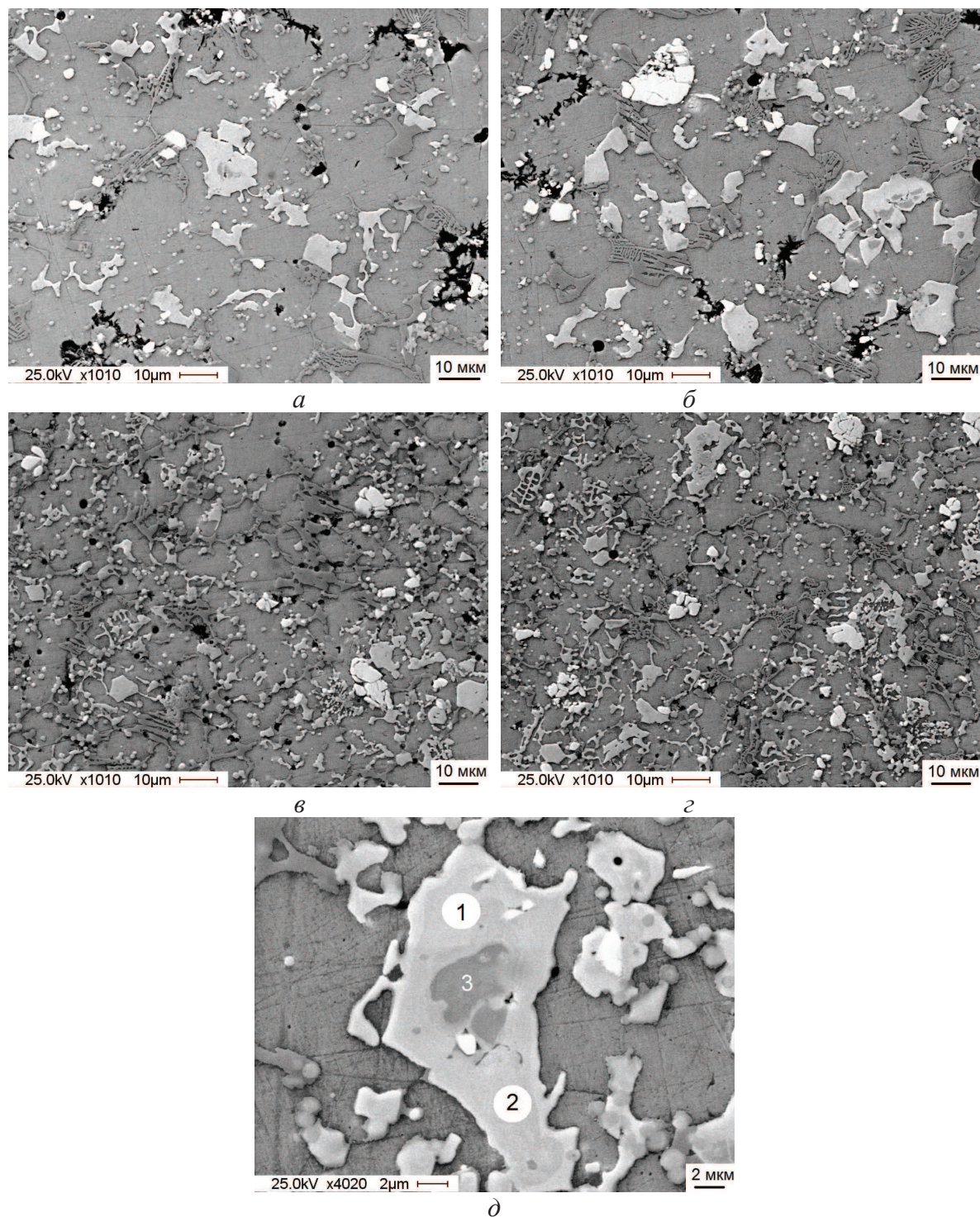


Рис. 3. Микроструктура покрытий образца № 527 после наплавки (а, б, д) и старения (в, г) при температуре 600 °С в течение 2 ч; а, в) середина наплавки; б, г) у подложки

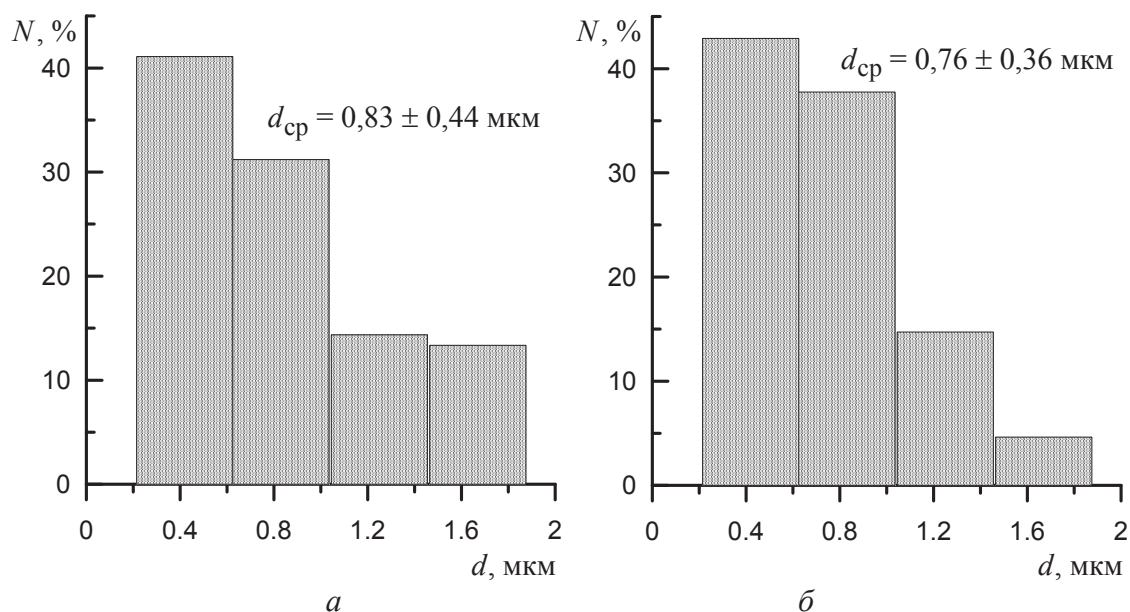


Рис. 4. Гистограмма размеров частиц VC в нижней части образца № 527 после наплавки (а) и дополнительного старения (б)

Выводы

При исследовании влияния термоциклирования при многопроходной электронно-лучевой наплавке и последующего старения композиционных покрытий установлено, что карбид ванадия в покрытиях представлен в виде отдельных равноосных частиц, средний размер которых в марганцовистой матрице равен 94 нм, а в никелевой порядка 0,8 мкм.

Показано, что частицы карбида после наплавки фиксируются в объеме упрочненного

слоя, непосредственно прилегающего к основному металлу (~1,5 мм). В процессе последующего старения при $600 \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч частицы карбида обнаруживаются и в объеме наплавленного металла при третьем проходе электронного луча. Однако их размер примерно в два раза меньше.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 8.3664.2011.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гнусов С.Ф., Маков Д.А. Влияние режимов старения на эволюцию структурно-фазового состава и свойств композиционных покрытий // Известия Томского политехнического университета. – 2012. – Т. 321. – № 2. – С. 100–106.
2. Jia K., Fischer T.E. Abrasion resistance of nanostructured and conventional cemented carbides // Wear. – 1996. – V. 200. – P. 206–214.
3. Панин В.Е., Белюк С.И., Дураков В.Г., Прибытков Г.А., Ремпе Н.Г. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34–38.
4. Косицина И.И., Сагарадзе В.В. Аустенитные стали разных систем легирования с карбидным упрочнением // Металлы. – 2001. – № 6. – С. 65–74.
5. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 240 с.
6. Смирнов А.Н., Козлов Э.В. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ. – Кемерово: Кузбассвуиздат, 2004. – 163 с.

Поступила 26.09.2012 г.