

УДК 621.791.92

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ «СТАЛЬ Р6М5 – (WC+TiC)» В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА В ИСХОДНОЙ ШИХТЕ

С.Ф. Гнусов, В.Г. Дураков*

Томский политехнический университет

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

E-mail: gnusov@rambler.ru

Исследованы особенности формирования структурно-фазового состава композиционных покрытий «сталь Р6М5 – (WC+TiC)» в зависимости от содержания монокарбида вольфрама. Установлено, что количество остаточного аустенита в композиционном покрытии зависит от содержания карбида вольфрама в общем объеме вводимой упрочняющей фазы. Максимальное количество аустенита (75 %) от общего объема матрицы имеют покрытия, в которых карбидной составляющей содержится 20 %.

Ключевые слова:

Быстрорежущая сталь, карбид вольфрама, карбид титана, композиционное покрытие, микроструктура.

Key words:

High speed steel, tungsten carbide, titanium carbide, composition coating, microstructure.

Введение

В последние годы огромный интерес вызывает применение методов нанесения покрытий с использованием концентрированных источников энергии [1, 2]. При воздействии концентрированных потоков энергии (КПЭ) в сталях в течение тысячных долей секунды происходит сложный комплекс структурных и фазовых превращений, которые могут обеспечивать многофункциональность покрытий, удовлетворяющих целому ряду требований. При этом важным элементом в формировании данных покрытий является правильный подбор композиционных наплавочных материалов.

Одним из возможных путей решения данной проблемы мог бы быть способ применения наплавочного материала, в котором карбидные частицы имеют разную способность к растворению в жидкометаллической матрице и к карбидообразованию. Это позволило бы, во-первых, на этапе кристаллизации жидкометаллической ванны выделиться высокодисперсным карбидам; во-вторых, за счет быстрого охлаждения сформировать пересыщенный твердый раствор карбидообразующих элементов в матрице; в-третьих, в соответствующих температурно-временных условиях выделиться из твердого раствора в виде дисперсных частиц равномерно по всему объему; в-четвертых, сохранить в условиях наплавки некоторое количество исходных частиц карбидов в матрице. Следовательно, необходимо сформировать мультимодальное распределение частиц упрочняющей фазы по размерам равномерно по всему объему матрицы.

В данных условиях необходимы и соответствующие подходы к выбору структурно-фазового состава матрицы. Это касается ее способности к значительному растворению карбидообразующих элементов при высокой температуре, высокой пластичности в малых по размеру межкарбидных прослойках в условиях эксплуатации. Данные требования может одновременно удовлетворить только

аустенитная или аустенитно-мартенситная матрица, аустенит которой находится в метастабильном состоянии. В условиях внешнего воздействия данный аустенит будет эффективно удерживать карбидные частицы от преждевременного выкрашивания, а за счет частичного фазового превращения упрочняться, внося тем самым вклад в общее упрочнение композиционного покрытия.

В [3] исследованы особенности формирования структуры покрытий на основе стали Р6М5, полученные с помощью многопроходной электронно-лучевой наплавки в вакууме. Установлено, что в карбидной подсистеме упрочненного слоя формируется мультимодальное распределение упрочняющих частиц по размерам. Объемная доля вторичного карбида M_6C и остаточного аустенита матрицы может регулироваться в пределах 4,5...7,5 и 5...30 % соответственно в зависимости от термического цикла наплавки. С ростом количества остаточного аустенита в покрытиях их износостойкость повышается за счет $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения и наличия дисперсных карбидов в объеме зерен матрицы. Увеличение количества метастабильного аустенита можно осуществить введением в исходный наплавочный порошок быстрорежущей стали монокарбида вольфрама. Он обладает большой растворимостью в стальной матрице, что обеспечивает ей практически аустенитную (80...90 %) структуру и большую объемную долю выделившихся дисперсных карбидов [4]. В [5] показано, что работа разрушения при абразивном изнашивании карбидостали с метастабильной матрицей увеличивается в семь раз по сравнению с материалом без фазовых превращений при тех же условиях испытаний.

Целью данной работы является изучение влияния содержания карбида вольфрама в исходной наплавочной смеси на структурно-фазовый состав композиционного покрытия «сталь Р6М5 – (WC+TiC)».

Материал, оборудование и методы исследования

В качестве наплавочного материала использовали смесь порошков сталь Р6М5 – WC (15, 20, 25 % вес.) – TiC (5 % вес.). Композиционные смеси для наплавки получали смешиванием выше названных порошков, спеканием смесей в вакууме, последующим дроблением и рассевом на фракции полученных спеков. Подробно технология подготовки композиционных наплавочных смесей изложена в [6]. Электронно-лучевую наплавку в вакууме проводили на образцы основного металла (подложки), изготовленные из стали 30 размером 20×30×400 мм, в пять проходов. Это позволило сформировать покрытие толщиной 3...4 мм. Коэффициент отношения объема подложки к объему наплавленного металла в данных условиях был равен $K_{п/н}=13$. Часть образцов после наплавки подвергали термической обработке в виде однократного отпуска при температуре 570 ± 10 °С в течение 1 часа.

Структуру наплавленных покрытий исследовали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS

GX51 с комплектом прикладных программ SIAMS 700. Определение количественных характеристик микроструктуры проводили линейным методом по методике А. Розиваля [7]. Исследование фазового состава образцов проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-УМ1 с фильтрованным $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучением в режиме сканирования в интервале углов 2Θ от 20 до 150° с шагом 0,1°. При проведении качественного фазового анализа использовались хорошо известные картотеки. Для количественного фазового анализа использовали значения интегральной интенсивности дифракционных линий.

Микротвердость (H_μ) покрытий и подложки, непосредственно прилегающей к наплавке, 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.

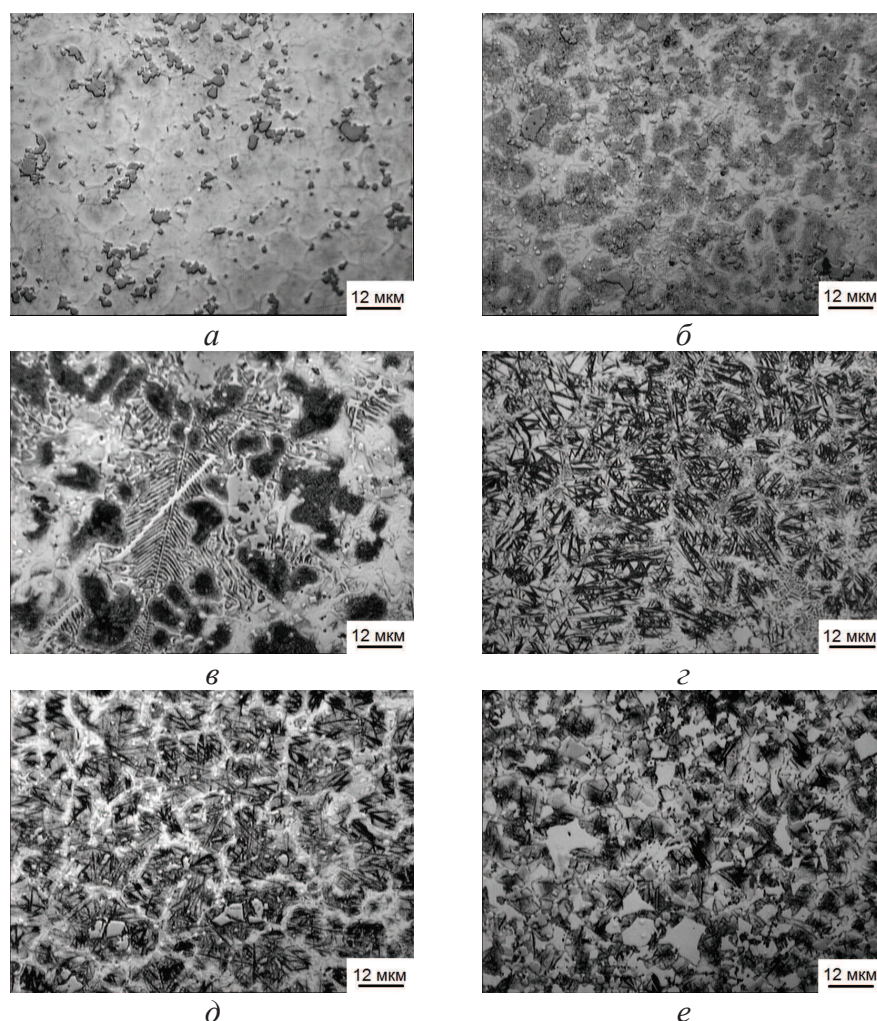


Рис. 1. Микроструктура покрытий: а, г – «сталь Р6М5-(5 % TiC+15 % WC)»; б, д – «сталь Р6М5-(5 % TiC+20 % WC)»; в, е – «сталь Р6М5-(5 % TiC+25 % WC)» непосредственно после наплавки (а, б, в) и отпуска (г, д, е)

Результаты и обсуждение

На рис. 1, 2 и табл. 1 представлены микроструктуры и данные РСА-покрытий на основе стали Р6М5 с карбидным упрочнением WC (15, 20, 25 % вес.) + TiC (5 % вес.) непосредственно после наплавки и дополнительной термической обработки. Анализ микроструктуры и рентгеноструктурного исследования свидетельствует, что покрытия в большинстве имеют однородную многофазную структуру. Данные покрытия состоят из четырех фаз: карбид титана, сложный карбид на основе вольфрама типа M_6C , остаточный аустенит и мартенсит. Карбид титана в процессе наплавки слабо растворяется в жидкометаллической матрице и остается в покрытии в виде отдельных частиц, которые имеют темно-серый цвет. Средний размер зерен карбида титана уменьшается при движении от верха к низу наплавки с 2,3 до 2,0 мкм.

Карбид вольфрама при наплавке растворяется в жидкометаллической ванне и вновь выпадает в виде сложного карбида типа M_6C . В зависимости от месторасположения по зонам (верх, середина или низ наплавки) этот карбид имеет разную морфологию. В процессе быстрого охлаждения при многопроходной наплавке сложный карбид вольфрама образует дендриты скелетообразной формы светло-серого цвета. Дендриты располагаются в верхней и частично средней зонах покрытия (рис. 1, в). В нижней и средней зонах образуются крупные отдельные скопления, близкие к равноосной форме. Это происходит за счет перекристаллизации данного карбида через жидко-твердую фазу при многопроходной наплавке. Следовательно, в ходе наплавки формируется мультимодальное распределение карбидных частиц по размерам в матрице.

Таблица 1. Результаты идентификации дифрактограмм

Максимум	2Θ , град	D , нм	J , о. е.	Фаза
Рис. 2, а				
1	32,324	0,2767	0,019	M_6C (400)
2	35,364	0,2536	0,046	M_6C (331)
3	36,142	0,2483	0,041	TiC (111)
4	39,975	0,2253	0,184	M_6C (422)
5	41,956	0,2152	0,048	TiC (200)
6	42,464	2,1269	0,243	M_6C (511)
7	43,222	0,2091	1,000	γ -Fe (111)
8	44,401	0,2039	0,267	α -Fe (110)
9	46,428	0,1954	0,045	M_6C (440)
10	50,187	0,1816	0,112	γ -Fe (200)
Рис. 2, б				
1	32,434	0,2758	0,013	M_6C (400)
2	35,440	0,2531	0,016	M_6C (331)
3	39,964	0,2254	0,171	M_6C (422)
4	41,951	0,2152	0,026	TiC (111)
5	42,520	0,2124	0,290	M_6C (511)
6	43,523	0,2078	0,426	γ -Fe (111)
7	44,471	0,2036	1,000	α -Fe (110)
8	46,471	0,1952	0,070	M_6C (440)
9	50,234	0,1815	0,009	γ -Fe (200)

J – относительная интенсивность линий, о. е.; D – межплоскостное расстояние, нм.

Матрица после наплавки находится в двухфазном состоянии: α -фаза (мартенсит) разной дисперсности – игольчатый и мелкодисперсный (рис. 1) – в виде участков темного цвета, и γ -фаза (аустенит) в виде светлой структурной составляющей (рис. 1, а, б). Количество аустенита зависит от содержания карбида вольфрама в общем объеме вводимой упрочняющей фазы (WC + TiC). Максимальное количество аустенита (70...75 %) имеют

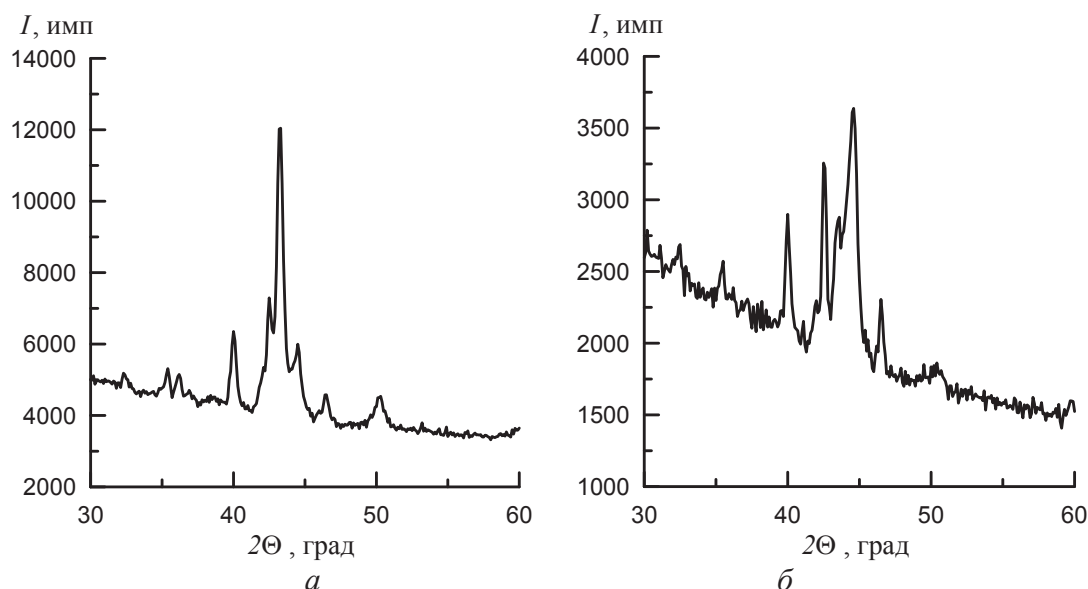


Рис. 2. Дифрактограммы, полученные от композиционных покрытий «сталь Р6М5 – (5 % TiC+15 % WC)» после наплавки (а) и термической обработки (б)

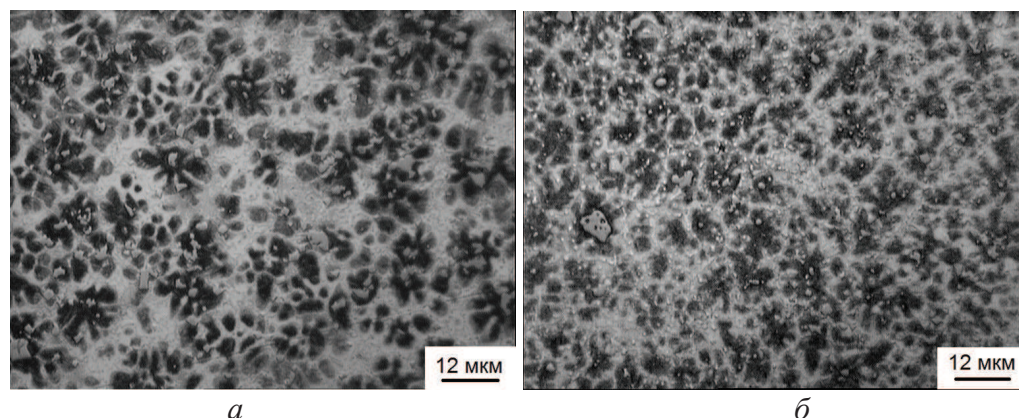


Рис. 3. Микроструктура покрытий «сталь Р6М5 – (5 % TiC+20 % WC)» (а) и «сталь Р6М5 – (5 % TiC+25 % WC)» (б) непосредственно после наплавки

покрытия, в которых карбидной составляющей содержится 20 % (рис. 1, а, в). При большем содержании упрочняющей фазы количество аустенита уменьшается до 40...50 % от общего объема матрицы. В процессе однократного отпуска до 50 % аустенита превращается в игольчатый мартенсит (рис. 1, б, д, рис. 2, б).

Необходимо отметить, что в образцах после наплавки мелкодисперсный (бесструктурный) мартенсит в основном образуется в непосредственной близости к карбидным включениям титана, их конгломератам или полностью окружает эти включения (рис. 3). При наплавке чистой сталью Р6М5 количество остаточного аустенита сохраняется на уровне 20...30 %, а при дополнительном введении в наплавочную смесь монокарбида вольфрама (20...30 %) его содержание достигает ~ 85 % [3, 4].

Для определения объемной доли карбида титана была проанализирована структура наплавки «сталь Р6М5 – (5 % TiC + 15 % WC)». Как показали расчеты, в верхней части наплавки объемная доля карбида титана составляет 10,5 %, в средней области – 10,3 %, а в нижней части наплавленного слоя – 9,6 %. Данные значения хорошо аппроксимируются линейной функцией, показывающей небольшое увеличение доли карбида титана в верхней части наплавки. Это может быть связано с рядом причин.

Первая причина связана с тем, что частицы карбида титана за счет слабой растворимости в жидкометаллической ванне и тем более конгломераты частиц не успевают раствориться. Второй причиной может являться перекристаллизация через жидкую фазу более мелких частиц карбида титана и частичное растворение крупных частиц и конгломератов с выделением мелких зерен сложного карбида в ходе многократного подплавления при многопроходной наплавке. Это подтверждается, с одной стороны, тем, что среднее значение размера зерен карбида титана уменьшается при движении от верха к низу наплавки. С другой стороны, сложный карбид помимо атомов титана может включать атомы вольфрама и железа, о чем го-

ворит изменение межплоскостных расстояний, характерных для TiC. Образование такого сложного карбида хорошо просматривается на микроструктуре в виде «кольцевых» образований на крупных частицах карбида титана.

Из анализа графиков микротвердости (рис. 4) видно, что с увеличением содержания карбидной фазы в составе наплавляемого покрытия твердость увеличивается. Причем интенсивность ее увеличения наиболее характерна для состава, содержащего 30 % карбидной фазы (рис. 4, кривая 1). Это связано с тем, что при введении в сталь 20...25 % карбидов в ее структуре после наплавки сохраняется большое количество аустенита, который после отпуска превращается в мартенсит, и, следовательно, микротвердость возрастает (рис. 4, кривая 2). Значения микротвердости достигают 12 ГПа.

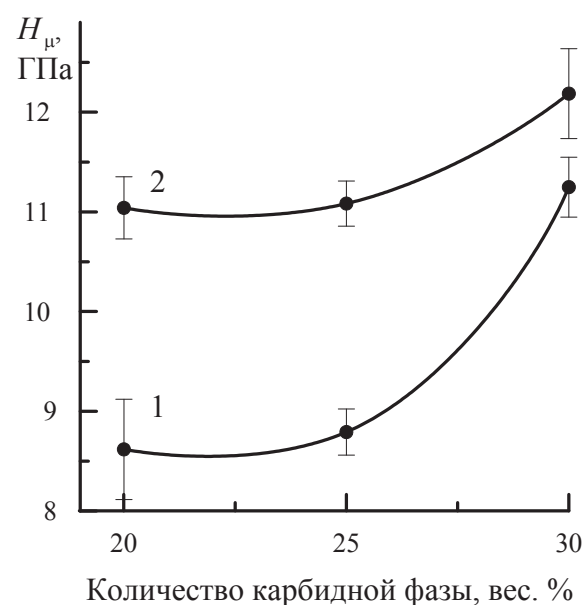


Рис. 4. Изменение микротвердости в зависимости от количества карбидной фазы и термической обработки: 1) после наплавки; 2) после наплавки и отпуска

Таким образом, количество аустенита в композиционном покрытии зависит от содержания карбида вольфрама в общем объеме вводимой упрочняющей фазы (WC+TiC). Максимальное количество аустенита (~75 %) имеют покрытия, в которых карбидной составляющей содержится 20 %. При большем содержании упрочняющей фазы количество аустенита уменьшается до 40...50 % от общего объема матрицы. В процессе однократного отпуска до 50 % остаточного аустенит превращается в игольчатый мартенсит. Частицы карбида титана слабо растворяются в жидкометаллической ванне расплава. Отмечается образование конгломератов из этих частиц.

Выводы

На основе анализа композиционного покрытия «сталь Р6М5 – (WC+TiC)» установлено, что количество остаточного аустенита в покрытии зависит от содержания карбида вольфрама в общем объеме

вводимой упрочняющей фазы (WC+TiC). Максимальное количество аустенита (75 %) от общего объема матрицы имеют покрытия, в которых карбидной составляющей содержится 20 %. При большем содержании карбидов количество остаточного аустенита уменьшается до 40...50 % от общего объема матрицы.

Показано, что в образцах непосредственно после наплавки мелкодисперсный мартенсит в основном образуется в непосредственной близости к карбидным включениям титана, их конгломератам или полностью окружает эти включения. В процессе однократного отпуска до 50 % аустенит превращается в игольчатый мартенсит. Частицы карбида титана слабо растворяются в жидкометаллической ванне расплава.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Fadeev S.N., Golkovski M.G., Korchagin A.I., Kuksanov N.K., Lavruhin A.V., Petrov S.E., Salimov R.A., Vaisman A.F. Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere // *Radiation Physics and Chemistry*. – 2000. – V. 57. – № 3–6. – P. 653–655.
2. Панин В.Е., Белюк С.И., Дураков В.Г. и др. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий // *Сварочное производство*. – 2000. – № 2. – С. 34–38.
3. Гнусов С.Ф., Игнатов А.А., Дураков В.Г. Структура и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5 // *Письма в журнал технической физики*. – 2010. – Т. 36. – № 16. – С. 19–23.
4. Гнусов С.Ф. Структура и абразивная износостойкость композиционных покрытий «сталь Р6М5 – карбид вольфрама» // *Письма в журнал технической физики*. – 2012. – Т. 38. – № 18. – С. 100–104.
5. Смышляева Т.В. Оценка работы разрушения трипстали при абразивном изнашивании // *Трение и износ*. – 2001. – Т. 22. – № 3. – С. 295–298.
6. Гнусов С.Ф., Дураков В.Г., Гнусов К.С. Вакуумная электронно-лучевая наплавка карбидосталей. I. Особенности технологии наплавки и подготовки композиционных наплавочных смесей // *Сварочное производство*. – 2007. – № 11. – С. 8–12.
7. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

Поступила 18.07.2012 г.