

05

## Структура и абразивная износостойкость композиционных покрытий „сталь Р6М5—карбид вольфрама“

© С.Ф. Гнусов

Томский политехнический университет  
E-mail: gnusov@rambler.ru

Поступило в Редакцию 5 мая 2012 г.

Исследованы особенности формирования структурно-фазового состава и абразивной износостойкости композиционных покрытий „сталь Р6М5—WC“ в зависимости от содержания монокарбида вольфрама. Установлено, что введение в наплавочную смесь  $\sim 20$  wt.% WC приводит к увеличению доли карбида  $M_6C$  (эвтектические по границам зерна ( $\sim 5.9 \mu m$ ) и дисперсные ( $\sim 0.25 \mu m$ ) в объеме зерен) и сохранению большого количества метастабильного аустенита ( $\sim 88$  vol.%). Высокую абразивную износостойкость данным покрытиям обеспечивает  $\gamma \rightarrow \alpha'$  мартенситное превращение и мультимодальное распределение упрочняющих частиц по размерам.

В [1] 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. Можно с уверенностью предположить, что увеличение количества метастабильного аустенита матрицы будет способствовать росту износостойкости покрытий. Это можно осуществить введением в исходный наплавочный порошок быстрорежущей стали монокарбида вольфрама. Он обладает большой растворимостью в стальной матрице, что может обеспечить ей практически 80–90 vol.% аустенитную структуру и

большую объемную долю выделившихся дисперсных карбидов. В [2] показано, что работа разрушения при абразивном изнашивании карбидности с метастабильной матрицей увеличивается в 7 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“ и его абразивную износостойкость.

В качестве наплавочного материала использован порошок стали Р6М5 и смесь порошков сталь Р6М5+WC (10, 15, 20, 25, 30, 40 и 50 wt.%) дисперсностью 50–350  $\mu\text{m}$ . Композиционные смеси для наплавки получали смешиванием выше названных порошков, спеканием смесей в вакууме, последующим дроблением и рассевом на фракции полученных спеков. Наплавку в четыре прохода проводили на плоские образцы размером 20 × 30 × 200 mm, изготовленные из стали 30. Ускоряющее напряжение, диаметр, длина развертки электронного луча, скорость перемещения образцов основного металла (подложки) не изменялись и составляли соответственно 28 kW, 1 mm, 20 mm и 2 mm/s. Для определения абразивной износостойкости использовался метод „Испытание материалов на абразивное изнашивание при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы“. В качестве абразивного материала использовали электрокорунд и кварцевый песок зернистостью 150–300  $\mu\text{m}$ .

Совместный анализ микроструктуры и рентгеноструктурных данных свидетельствует о том, что после наплавки стали Р6М5 ее фазовый состав состоит из мартенсита ( $\alpha$ -фаза), остаточного аустенита ( $\gamma$ -фаза), карбида VC (со средним размером частиц  $d_1 = 0.65 \mu\text{m}$  и объемной долей 0.9 vol.%) и карбида типа  $\text{M}_6\text{C}$ . При добавлении карбида вольфрама количество фазы  $\text{M}_6\text{C}$  увеличивается, а начиная с 30% WC и выше, помимо названных фаз сохраняется исходная фаза монокарбида вольфрама. Карбид типа  $\text{M}_6\text{C}$  в покрытиях, содержащих до 30 wt.% WC в исходной смеси, представлен как вытянутыми выделениями по границам аустенитных зерен (со средним размером частиц  $d_2 = 5.9 \mu\text{m}$  и объемной долей  $\sim 15 \text{ vol.}\%$ ), так и в виде дисперсных выделений внутри зерен (со средним размером частиц  $d_3 = 0.24 \mu\text{m}$  и объемной долей  $\sim 8 \text{ vol.}\%$ ). Следовательно, в ходе электронно-лучевой наплавки формируется мультимодальное распределение упрочняющей карбидной

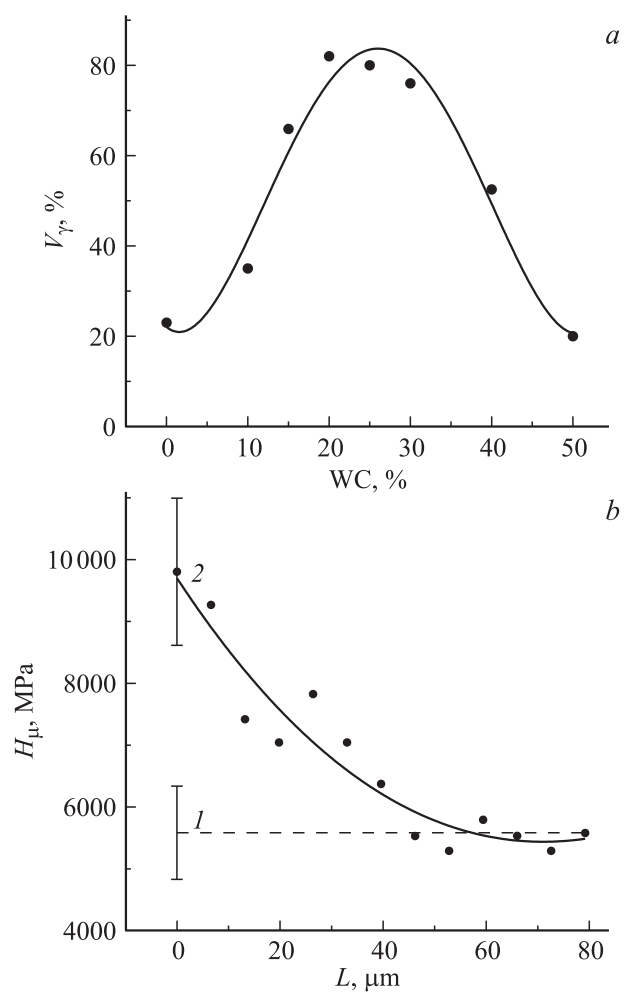
фазы по размерам (со средними размерами частиц  $d_1$ ,  $d_2$  и  $d_3$ ) в объеме матрицы.

В покрытиях с большим содержанием монокарбида вольфрама в исходной смеси (40 wt.%) карбид типа  $M_6C$  представлен в виде крупных ограниченных выделений. Размер карбидов  $M_6C$  при увеличении доли карбида вольфрама в исходной смеси до 50 wt.% резко возрастает. Кроме того, в данном покрытии карбид  $M_6C$  представлен двумя морфологическими типами: округлые выделения и вытянутые (пластинчатые). Данные крупные выделения сложного карбида образуют хорошо развитый каркас. Оставшиеся частицы исходного монокарбида вольфрама в основном окружены выделениями  $M_6C$  и входят в каркасное строение. Связующая фаза в этом покрытии представлена в виде отдельных включений. Можно предположить, что данная каркасная структура упрочняющей фазы будет неоднозначно влиять на износостойкость. Крупные карбидные выделения при чисто абразивном износе будут увеличивать износостойкость. Износостойкость каркаса из более мелких выделений карбидов  $M_6C$  и  $WC$  в основном будет определяться фазовым составом матрицы.

Количество аустенита в зависимости от вводимого карбида вольфрама в исходную наплавочную смесь изменяется по кривой с максимумом, которому соответствует 20–25 wt.%  $WC$  (рис. 1, *a*). Анализ макроструктуры наплавки „сталь Р6М5– $WC$  (0–30 wt.%)“ не выявил образования сетки трещин на упрочненной поверхности.

Рост количества аустенита в покрытиях при добавлении в исходную смесь до 20–25 wt.% монокарбида вольфрама (восходящая ветвь на рис. 1, *a*) обусловлен большей растворимостью последнего и, следовательно, большей легированностью  $\gamma$ -твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами. По данным микрорентгеноспектрального анализа с увеличением вводимого карбида вольфрама в исходную наплавочную смесь доля растворенного вольфрама в матрице повышается с 3.5 до 11 wt.%. Это приводит к снижению температуры начала мартенситного превращения и, следовательно, к повышению доли метастабильного аустенита в покрытии при его охлаждении (закалке).

Уменьшение количества аустенита в покрытиях при добавлении в исходную смесь 30–50 wt.% монокарбида вольфрама (нисходящая ветвь на рис. 1, *a*), по-видимому, обусловлено рядом причин. Неполное растворение крупных частиц карбида  $M_6C$  и частиц исходного монокарбида



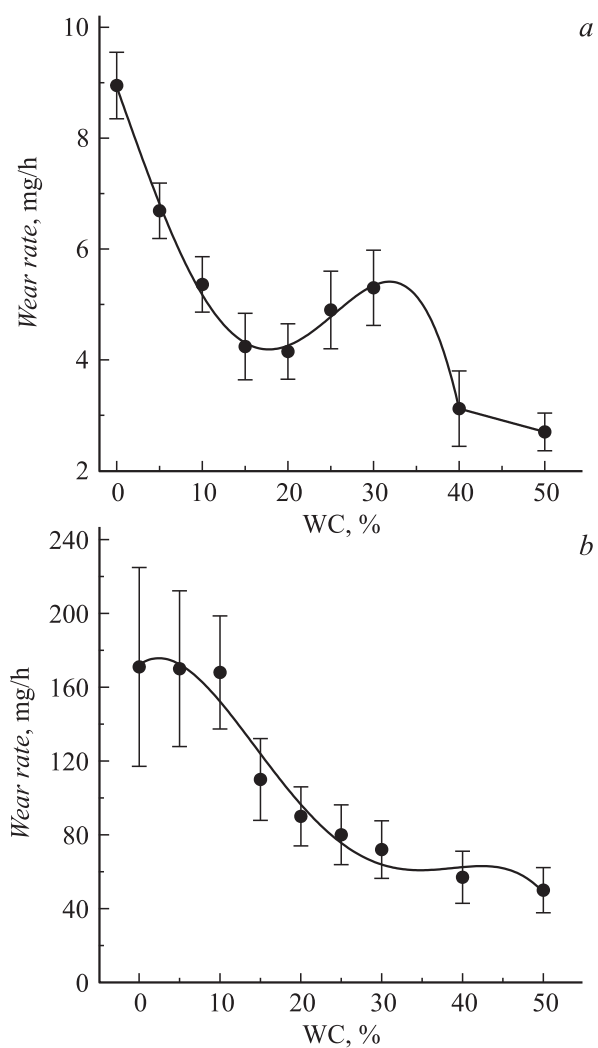
**Рис. 1.** Изменение объемного содержания аустенита (в общем объеме матрицы) в наплавленных покрытиях в зависимости от содержания карбида вольфрама в исходной композиционной шихте (*a*) и микротвердости в приповерхностном слое покрытия „сталь Р6М5–20 wt.% WC“ после испытания на износ (*b*, кривая 2), 1 — исходная микротвердость.

вольфрама, которые, являясь центрами кристаллизации, способствуют интенсивному выделению сложного карбида из  $\gamma$ -твердого раствора. Одновременно данная причина способствует меньшему перегреву ванны расплава и меньшему растворению карбидных частиц в ней. Кроме того, уменьшение объемной доли связующей фазы в покрытии способствует более интенсивной релаксации напряжений, возникающих за счет разности удельных объемов  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, что будет способствовать более полному  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению. Данное аномальное изменение количества аустенита в покрытиях должно сказываться на их износостойкости.

С увеличением количества WC в исходной смеси скорость абразивного изнашивания покрытий уменьшается независимо от типа абразивных частиц (рис. 2). Однако использование более твердого абразива увеличивает скорость изнашивания исследуемых покрытий в 10–20 раз по сравнению с кварцевым песком. Наиболее интенсивно рост износостойкости покрытий наблюдается при добавлении карбида вольфрама в количестве  $\sim 20$  wt.%. Далее с увеличением доли карбида вольфрама при использовании в качестве абразивных частиц электрокорунда скорость изнашивания плавно уменьшается по линейному закону (рис. 2, *b*). При использовании кварцевого песка в интервале содержания 25–30 wt.% WC наблюдается некоторое локальное повышение скорости изнашивания (рис. 2, *a*). Это, по-видимому, обусловлено разницей в твердости абразивных частиц.

Механизм износа материала зависит от соотношения твердостей абразива  $H_{ab}$  и испытываемого материала  $H_m$ . В нашем случае кварцевый песок имеет твердость 8–10 GPa, электрокорунд — 20–22 GPa, а композиционная наплавка „сталь Р6М5–WC“  $\sim 6$ –10 GPa. При  $H_{ab}/H_m > 1.3$ –1.4 изнашивание происходит по механизму микрорезания. При  $H_{ab}/H_m < 1.3$  разрушение материалов происходит по механизму пластического отеснения или царапания. Именно интенсивная поверхностная пластическая деформация композиционных покрытий „сталь Р6М5–(25–30 wt.%) WC“ в условиях многократного воздействия частиц кварцевого песка, когда в структуре сохраняется исходная фаза монокарбида вольфрама и формироваться карбидный каркас, приводит к выкрашиванию карбидных частиц.

Совместный анализ микроструктуры, рентгеноструктурных исследований, изменение объемного содержания аустенита (рис. 1, *a*), твердости и концентрационных зависимостей скорости изнашивания (рис. 2)



**Рис. 2.** Зависимость скорости абразивного изнашивания от содержания карбида вольфрама в исходной наплавочной шихте; *a* — кварцевый песок, *b* — электрокорунд.

от содержания карбида вольфрама в исходной композиционной шихте свидетельствует о том, что интенсивное увеличение износостойкости обусловлено большим содержанием аустенита в образцах после наплавки и мультимодальным ( $d_1$ ,  $d_2$  и  $d_3$ ) распределением упрочняющей карбидной фазы по размерам. Последнее обеспечивает уменьшение толщины межкарбидных прослоек, что ограничивает их избирательный износ и, как следствие, последующее выкрашивание карбидных частиц. В процессе изнашивания аустенит, находясь в метастабильном состоянии, претерпевает частичный  $\gamma \rightarrow \alpha'$  мартенситный переход, который служит дополнительным каналом релаксации возникающих напряжений. По данным рентгеноструктурного анализа для композиционного покрытия „сталь Р6М5–20 wt.% WC“ прирост количества  $\alpha'$ -фазы в приповерхностном объеме покрытия после испытаний на изнашивание составляет  $\sim 40$  vol.%. Мартенситное превращение совместно с субструктурными изменениями приводит к увеличению микротвердости в приповерхностном слое покрытий ( $\sim 40 \mu\text{m}$ ) после испытаний на абразивный износ с  $\sim 6$  до  $\sim 10$  GPa (рис. 1, b).

Высокая износостойкость данных композиционных покрытий обусловлена наличием большого количества метастабильного аустенита, что подтверждается многочисленными литературными данными [2–5], и мультимодальным распределением частиц упрочняющей фазы по размерам. Известно [5–7], что существенное влияние на износостойкость быстрорежущих сталей оказывает природа, количество, характер распределения и размер карбидов. Для предохранения объема зерен относительно мягкой матрицы от истирания необходимы дисперсные карбидные выделения. При переходе от микро- к субмикро- и нанокристаллической структуре карбидной фазы, величина межкарбидной прослойки матрицы сокращается, увеличивается твердость и износостойкость. Эффект обусловлен уменьшением размера карбидных зерен и толщины межкарбидных прослоек, что ограничивает их избирательный износ и, как следствие, последующее выкрашивание карбидных частиц.

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., Игнатов А.А., Дураков В.Г. // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. В. 16. С. 19–23.
- [2] Смышляева Т.В. // Трение и износ. 2001. Т. 22. № 3. С. 295–298.
- [3] Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: НТЛ, 2006. 240 с.
- [4] Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Осипцева А.Л. // ФММ. 2007. Т. 103. № 5. С. 536–548.
- [5] Badisch E., Mitterer C. // Tribology International. 2003. V. 36. N 10. P. 765–770.
- [6] Гнусов С.Ф., Хазанов И.О., Советченко Б.Ф. и др. Применение эффекта сверхпластичности сталей в инструментальном производстве. Томск: НТЛ, 2008. 240 с.
- [7] Chaus A.S., Hudakova M. // Wear. 2009. V. 267. P. 1051–1055.