

05

Структура и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5

© С.Ф. Гнусов, А.А. Игнатов, В.Г. Дураков

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

Поступило в Редакцию 17 марта 2010 г.

Исследованы особенности формирования структуры покрытий на основе стали Р6М5, полученные с помощью многопроходной электронно-лучевой наплавки в вакууме. Установлено, что в карбидной подсистеме упроченного слоя формируется мультимодальное распределение упрочняющих частиц по размерам ($d_1 = 3.8 \mu\text{m}$, $d_2 = 0.65 \mu\text{m}$ и $d_3 < 0.25 \mu\text{m}$). Объемная доля вторичного карбида M_6C и остаточного аустенита матрицы может регулироваться в широких пределах 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 вторичных карбидов в объеме зерен матрицы.

Зависимость между износостойкостью сталей и сплавов и их механическими свойствами имеет весьма сложный характер, и особенно для гетерофазных материалов: твердые сплавы, карбидостали и покрытия на их основе [1–3]. На их износостойкость существенное влияние оказывает целый ряд факторов. К ним относятся: объемная доля, размер, форма и фазовый состав частиц упрочнителя; размер межкарбидных прослоек, фазовый состав матрицы, количество растворенных компонентов составляющих частицы упрочнителя, наличие остаточного аустенита и его способность к фазовому превращению под внешним воздействием. При измельчении упрочняющей фазы до нано- и субструктурного состояния материалы демонстрируют лучшие свойства как при абразивном износе, так и при износе трением скольжения [4,5]. Однако сохранить исходную дисперсную структуру в процессе нанесения покрытий, например, на основе системы WC–Co не удается [3], что приводит к более высоким скоростям износа наплавленных покрытий по сравнению с их спеченными аналогами. Исследования, ограничивающиеся работой [6], показывают, что в процессе электронно-лучевой наплавки в объеме упрочненного слоя возможно получение однородной дисперсно-упрочненной

структуры с бимодальным распределением частиц упрочняющей фазы по размерам, позволяющей увеличить его износостойкость. Целью работы является выяснение влияния температур, возникающих в материале при многопроходном электронно-лучевом воздействии, на структурно-фазовый состав и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5.

Для электронно-лучевой наплавки (ЭЛН) в вакууме использовался порошок быстрорежущей стали Р6М5 дисперсностью 50–350 μm . Наплавку в четыре прохода проводили на плоские образцы размером 30 × 200 mm (толщина h изменялась в интервале 5–40 mm), изготовленные из стали 30. Мощность электронного луча изменялась в зависимости от номера прохода: первый проход — 4050–4300 W, второй проход — 2900–3200 W, третий проход — 2160–2300 W, четвертый проход — 2000–2100 W. Диаметр электронного луча, длина развертки и скорость движения подложки не изменялись и составили 1 mm, 20 mm и 2.8 mm/s соответственно. Для оценки температуры в процессе ЭЛН в центр по длине заготовки из основного металла вводилась термопара, располагавшаяся в непосредственной близости от поверхности наплавляемого металла (0.5 mm). Для определения абразивной износостойкости использовался метод „Испытание материалов на абразивное изнашивание при трении о нежесткозакрепленные абразивные частицы“.

Анализ изменения температуры образцов основного металла при термоциклировании показал, что после четырех проходов для минимальной толщины подложки (5 mm) температура достигает 830–840°C, а для максимальной ее толщины (40 mm) не превышает 430–450°C. Результаты анализа термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита [7] позволили определить область температур (830–500°C), в которой выделяются дисперсные вторичные карбиды (типа M_6C) из аустенитной матрицы. Основываясь на этих данных, можно с уверенностью предположить, что в наплавленных покрытиях, подложка которых прогревалась выше 500°C, вероятнее всего ожидать наличие наибольшего количества выделений дисперсных вторичных карбидов из аустенитной матрицы.

По данным микрорентгеноспектрального анализа наплавленный слой имеет следующий химический состав: Fe — 1.34, С — 5.94, W — 1.35, V — 4.0, Cr — 5.37 Mo wt.%. Совместный анализ микроструктуры и рентгеноструктурных данных свидетельствует о том, что упрочняющая фаза в покрытиях представлена карбидами M_6C и VC. Карбид M_6C имеет два морфологических типа. Первый тип —

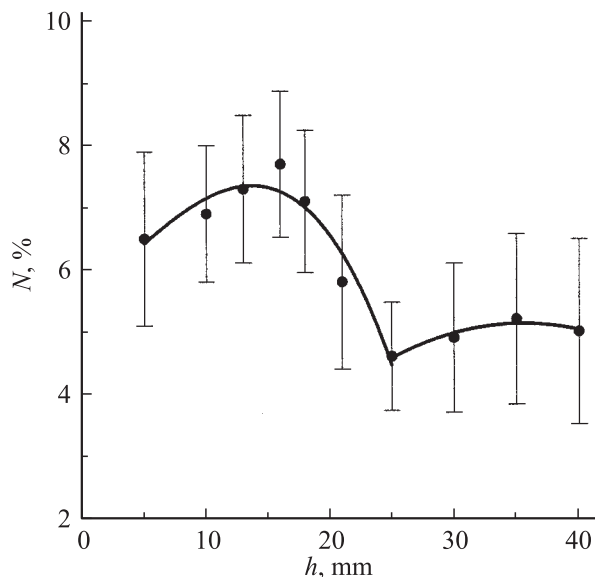


Рис. 1. Изменение объемной доли дисперсных ($< 0.25 \mu\text{m}$) карбидов M_6C от толщины подложки.

это сетчатые эвтектические карбиды по границами зерен твердого раствора, и их средний размер равен $3.8 \mu\text{m}$. Вторым морфологический тип карбидов — это дисперсные ($< 0.25 \mu\text{m}$) равноосные карбиды, расположенные внутри зерен аустенитной матрицы. На рис. 1 представлено изменение объемной доли дисперсных вторичных карбидов от толщины подложки. Видно, что наибольшее их количество выделяется в упрочненном слое, нанесенном на образцы основного металла толщиной до $\sim 21 \text{ mm}$, которые в ходе наплавки прогревались до температур интенсивного их выделения ($\sim 600\text{--}700^\circ\text{C}$) [7]. Карбид ванадия представлен отдельными округлыми выделениями, в основном расположенными вблизи эвтектических карбидов типа M_6C . Средний размер частиц карбида ванадия равен $0.65 \mu\text{m}$, а их объемная доля не превышает $0.7\text{--}0.9\%$. Матрица в покрытии представлена мартенситно-аустенитной смесью. В зависимости от толщины образцов основного металла объемная доля мартенсита изменяется по кривой с минимумом (рис. 2, а).

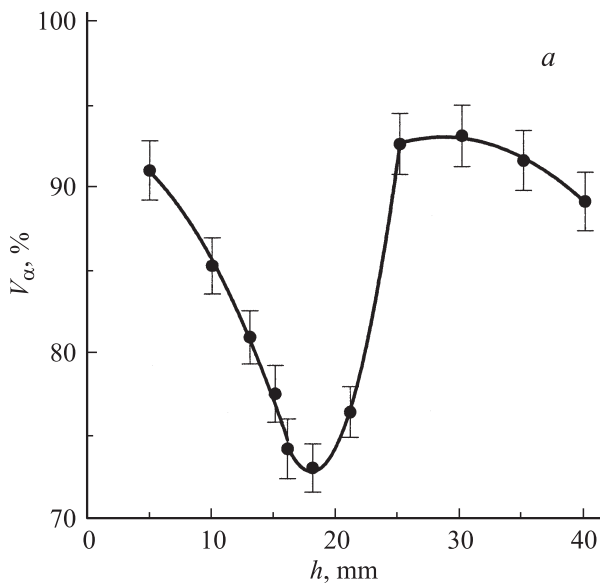
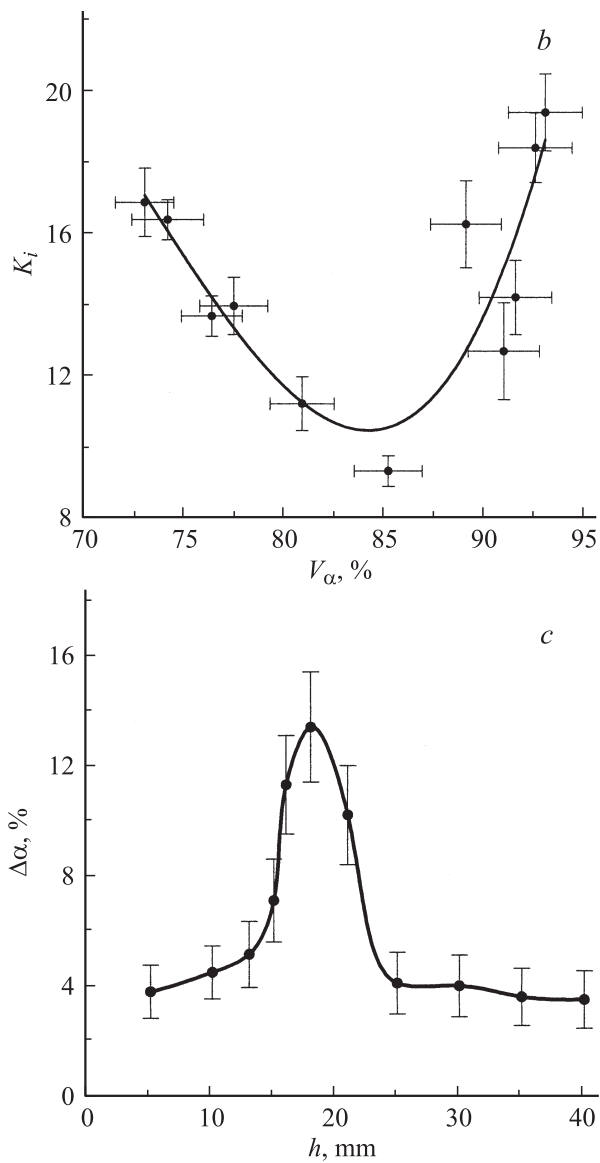


Рис. 2. Изменение объемной доли мартенсита от толщины подложки (a), изменение коэффициента относительной износостойкости покрытий от объемной доли мартенсита матрицы (b) и прирост количества α' -фазы в приповерхностном слое покрытия от толщины подложки после испытаний на износ (c).

Анализ зависимостей изменения коэффициента относительной износостойкости от твердости покрытий имеет сложный характер и не подчиняется традиционным представлениям: чем тверже покрытие, тем труднее должно оно изнашиваться. Следовательно, важнейшими факторами, помимо твердости оказывающими существенное влияние на износостойкость быстрорежущих сталей, являются природа, количество, характер распределения, размер карбидов [8–10], структурное состояние матрицы и способность метастабильного аустенита претерпевать мартенситное превращение в процессе внешнего воздействия [2]. Известно [11], что более высокая износостойкость литых быстрорежущих сталей по сравнению с деформированными объясняется наличием в их структуре каркаса твердых эвтектических карбидов по границам зерен твердого раствора. Сетка эвтектических карбидов в условиях окислительного и абразивного изнашивания эффективнее, чем одиночные, структурно обособленные карбидные частицы.

**Рис. 2** (продолжение).

Для предохранения относительно мягкой матрицы от истирания необходимы дисперсные карбидные выделения. Анализ литературы, посвященной объемным композитам WC–Co [4,5], показывает, что при переходе от микро- к нанокристаллической структуре карбидной фазы (при данном содержании кобальта) величина межкарбидной прослойки матрицы сокращается, увеличивается твердость. Износостойкость при этом резко возрастает как при трении скольжения, так и при абразивном износе. Эффект обусловлен уменьшением размера карбидных зерен и толщины межкарбидных прослоек, что ограничивает их избирательный износ и, как следствие, последующее выкрашивание карбидных частиц [4,5]. Можно надеяться, что два морфологических типа карбида (сетчатые выделения по границам зерен и ультрамелкодисперсные по границами и в объеме твердого раствора) в упрочненном слое, значительно отличающиеся по размерам (мультимодальное распределение: $d_1 = 3.8 \mu\text{m}$, $d_2 = 0.65 \mu\text{m}$ и $d_3 < 0.25 \mu\text{m}$), позволят увеличить его износостойкость.

Дополнительным фактором повышения износостойкости может служить мартенситное превращение метастабильной аустенитной матрицы под воздействием внешних прикладываемых нагрузок [2]. Последние исследования характера деформации и разрушения композиционных материалов указывают на ведущую роль связующей фазы в обеспечении пластичности материала. Повышение пластичности композита связывают со способностью связки релаксировать концентраторы напряжений, передавать нагрузку на карбидные частицы и обеспечивать торможение в развитии трещин при разрушении карбидов. Это можно осуществить только при условии наличия структурного фазового превращения в матрице. Данный механизм деформации в отличие от скольжения позволяет одновременно смещать атомы кристаллической решетки на межатомные расстояния, формируя новую кристаллическую структуру под действием напряжения в любом малом объеме материала, какими, например, являются тонкие прослойки между карбидными частицами.

На рис. 2, *b* представлено изменение коэффициента относительной износостойкости в зависимости от объемного содержания мартенсита в матрице. Видно, что данная зависимость имеет явный минимум при содержании мартенсита $\sim 85\%$ от общего объема матрицы. Повышение износостойкости левее минимума можно связать с рядом причин. Во-первых, с увеличением количества остаточного аустенита матрицы и его способности в процессе внешнего воздействия испытывать

$\gamma \rightarrow \alpha'$ -мартенситное превращение. Во-вторых, с наличием двух морфологических типов карбидов (сетчатые выделения по границам зерен и ультрамелкодисперсные в объеме твердого раствора) в упрочненном слое, значительно отличающихся по размерам (мультимодальное распределение), что уменьшает возможность вытеснения матрицы с межкарбидных прослоек.

Рост износостойкости правее минимума, вероятнее всего, связан с увеличением общего количества твердых составляющих в наплавленном покрытии. Это карбидные частицы и исходный мартенсит матрицы. При чисто абразивном износе износостойкость таких покрытий растет, хотя наблюдается сильный разброс в значениях K_i при переходе от одного образца к другому, от точки к точке (рис. 2, *b*). В условиях ударно-абразивного износа, когда в процессе воздействия будут интенсивно развиваться трещины, износостойкость таких покрытий упадет из-за значительного выкрашивания больших объемов хрупкого материала покрытия.

На рис. 2, *c* представлено влияние толщины образцов основного металла на прирост количества α' -фазы в приповерхностном объеме покрытия после испытаний на изнашивание. Видно, что в интервале толщин образцов основного металла 13–21 мм наблюдается увеличение количества мартенсита в приповерхностном покрытии (10 μm) после испытаний на абразивный износ. Судя по изменению микротвердости и послыжного рентгеноструктурного анализа, глубина слоя с $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращением и субструктурными изменениями в исходных фазах не превышает 40–50 μm . Анализ зависимостей, представленных на рис. 1 и 2, позволяет утверждать, что с ростом количества остаточного аустенита в покрытиях их износостойкость повышается за счет интенсивности $\gamma \rightarrow \alpha'$ -мартенситного превращения и наличия дисперсных вторичных карбидов в объеме зерен матрицы. Можно с уверенностью предположить, что увеличение количества остаточного метастабильного аустенита матрицы будет способствовать росту износостойкости покрытий.

Список литературы

- [1] Pirso J., Viljus M., Juhani K., Letunovits S. // Wear. 2009. V. 266. P. 21–29.
- [2] Кульков С.Н., Гнюсов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: Изд-во НТЛ, 2006. 240 с.

- [3] *Shipway P.H., McCartney D.G., Sudaprasert T.* // *Wear*. 2005. V. 259. P. 820–827.
- [4] *Jia K., Fischer T.E.* // *Wear*. 1996. V. 200. P. 206–214.
- [5] *Jia K., Fischer T.E.* // *Wear*. 1997. V. 203–204. P. 310–318.
- [6] *Гнусов С.Ф., Дураков В.Г., Маков Д.А.* // *ФиХОМ*. 2004. № 6. С. 54–60.
- [7] *Попов А.А., Попова Л.Е.* Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста. М.: Машгиз, 1961. 430 с.
- [8] *Badisch E., Mitterer C.* // *Tribology International*. 2003. V. 36. N 10. P. 765–770.
- [9] *Pippel E., Woltersdorf J., Pockl G., Lichtenegger G.* // *Materials Characterization*. 1999. V. 43. N 1. P. 41–55.
- [10] *Гнусов С.Ф., Хазанов И.О., Советченко Б.Ф., Дегтяренко Е.А., Киселев А.С., Трущенко Е.А., Азаров Н.А., Советченко П.Б.* Применение эффекта сверхпластичности сталей в инструментальном производстве. Томск: Изд-во НТЛ, 2008. 240 с.
- [11] *Chaus A.S., Hudakova M.* // *Wear*. 2009. V. 267. P. 1051–1055.