

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ КАРБИДОМ ВОЛЬФРАМА

Т.А. Крылова, И.М. Полетика, М.Г. Голковский ¹⁾, М.В. Перовская, С.А. Макаров
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
 пр. Академический 2/4; Тел.: +7 3822 286858, Факс: +7 3822 492576,
 E-mail: krylovat@sibmail.com

¹⁾ Институт ядерной физики СО РАН, г. Новосибирск, пр. Лаврентьева 11;
 Тел.: +7 383 3394250, Факс: +7 383 330-71-63, E-mail: golkovsk@inp.nsk.su

Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошка карбида вольфрама на низкоуглеродистую сталь сформированы покрытия, структура, твердость и износостойкость которых определяется удельной поверхностной энергией излучения и скоростью охлаждения расплавленного металла. Показано, что наилучшими свойствами обладает структура «включения карбидов – аустенитная матрица», подобная структуре твердого сплава, принцип действия которого основан на компромиссе между прочностью и пластичностью. Термическая обработка наплавленных слоев приводит их структуру к единому виду и повышает твердость и износостойкость. Дополнительное увеличение свойств происходит при введении модификатора.

Введение

Абразивный износ поверхностей деталей многих машин и механизмов при эксплуатации существенно снижает срок их службы. Для их восстановления и упрочнения широко применяется метод электродуговой наплавки. С этой же целью может быть использован метод электронно-лучевой наплавки на ускорителе электронов, который характеризуется высокой производительностью процесса, возможностью обработки изделий на воздухе, простотой введения легирующих элементов, высоким качеством и большой толщиной образуемых покрытий, отсутствием трещин и микропор.

Наивысшая стойкость против абразивного износа с умеренными ударами или без них достигается при наплавке карбидами вольфрама. Вместе с тем, повышение твердости сопровождается снижением пластичности, ростом склонности к трещинообразованию и приводит к отколам наплавленного слоя.

В поисках путей решения данной проблемы можно воспользоваться введением разного рода модификаторов и термической обработкой.

Таким образом, целью работы явилось создание на низкоуглеродистой стали высокотвердых и износостойких покрытий методом наплавки в пучке релятивистских электронов карбида вольфрама. Изучено влияние термической обработки и модифицирования на структуру и свойства наплавленных слоев.

Материалы и методы исследования

В качестве подложки для наплавки использовалась низкоуглеродистая сталь Ст3 (ГОСТ 380 – 94), на которую в пучке релятивистских электронов наплавляли карбид вольфрама. Энергия электронов составляла 1,4 МэВ, ток пучка I менялся в пределах 27 – 51 мА, скорость обработки V принимала значения 2,5; 1,6; 1 м/с. Ускоритель работал в режиме сканирования с амплитудой колебания пучка $l=5$ см. Термические обработки (отпуск, закалка) проводили в лабораторной печи СШОЛ с использованием известковой обмазки. В качестве модификатора использовали добавку порошка TiB_2 в количестве 10 %.

Структуру наплавленных слоев исследовали на металлографическом микроскопе Neophot. Фазовый состав покрытий определяли методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре ДРОН-2М. На приборе ПМТ-3 измеряли распределение микротвердости в поперечных сечениях наплавленных слоев. Проводили испытания на абразивный износ о незакрепленные абразивные частицы (ГОСТ 23.208-79).

Результаты и обсуждение

После наплавки на поверхности образцов образовались слои толщиной 1,5 – 2,9 мм, в зависимости от режима обработки. Средние значения микротвердости H_{μ}^{CP} в наплавленных слоях и значения коэффициентов износостойкости приведены на рис. 1 в зависимости от удельной поверхностной энергии излучения E .

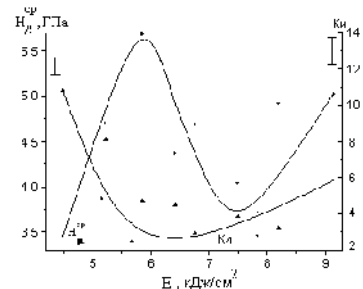


Рис. 1. Зависимость твердости и износостойкости от удельной энергии излучения E .

Из рис. 1 видно, что зависимость H_{μ}^{CP} от E имеет вид S-образной кривой, а значения K_i , достаточно высокие при малых энергиях излучения, с увеличением энергии падают, несколько возрастают затем лишь у верхней границы интервала значений энергий.

Наблюдаемые немонотонные зависимости связаны с формированием в слоях наплавки целого спектра разнообразных структур. Судя по микрофотографиям структуры, главное влияние на нее оказывают два параметра – средняя концентрация вольфрама и углерода в покрытии, определяемая толщиной наплавленного слоя, и скорость охлаждения расплавленного металла. При увеличении E глубина проплавления возрастает, средняя концентрация легирующих элемен-

тов в единице объема слоя уменьшается, скорость охлаждения наплавленного слоя падает.

Падение скорости охлаждения обуславливает постепенный переход от менее равновесных структур к более равновесным. По данным рентгеноструктурного фазового анализа в структуре покрытия присутствуют α и γ -железо, соединение Fe_3W_3C , некоторое количество соединений WC , W_2C , $W_{23}C_6$. При малых значениях E γ -железо преобладает над α -железом. С увеличением E количество γ -железа уменьшается, а α -железа возрастает.

По данным металлографии, при малых E структура состоит из зерен аустенита и эвтектики. При увеличении E аустенитная структура в зернах сменяется сначала мартенситной, затем мартенситно-бейнитной и, наконец, ферритно-мартенситной.

Изменение структуры слоя наплавки при увеличении E оказывает влияние на ее механические свойства. При малых энергиях E образование аустенита в зернах твердого раствора в сочетании с эвтектикой позволяет повысить твердость в 2 раза, а износостойкость в 12 раз по сравнению с материалом подложки (рис. 1). В интервале энергий $E = 5 - 6,5$ кДж/см², из-за появления твердых, но хрупких мартенситной и бейнитной составляющих в структуре, твердость возрастает, но износостойкость падает. Выделение мягкой ферритной фазы в основе наплавленного слоя приводит к снижению как твердости, так и износостойкости ($E = 6,5 - 8$ кДж/см²). Некоторое увеличение данных характеристик наблюдается лишь в области значений $E = 8 - 9$ кДж/см², когда вокруг зерен феррита образуется жесткий каркас из карбидов.

Таким образом, наилучшими свойствами из всех наблюдаемых при электронно-лучевой наплавке структур (высокой твердостью и износостойкостью) обладает структура, состоящая из дисперсных высокопрочных включений карбидов вольфрама, преимущественно Fe_3W_3C , в вязкой аустенитной матрице и отдельных зерен аустенита.

Как видно из полученных данных, твердость и износостойкость наплавленных слоев меняются неравномерно с увеличением удельной поверхностной энергии излучения E и имеют довольно низкие значения, которые возрастают лишь по краям использованного интервала значений E (4,5 - 9,5 кДж/см²) (рис. 1). Рассмотрим влияние термической обработки и модифицирования на структуру и характеристики наплавленного слоя.

В процессе отпуска слоя при 650°C в нем протекает $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращение, и весь аустенит распадается на ферритно-карбидную смесь. На рентгенограммах полностью исчезают линии γ - железа, зато интенсивность линий α -железа и фазы Fe_3W_3C резко возрастает. Дополнительное выделение карбида при отпуске связано с распадом пересыщенного твердого раствора $Fe-W-C$. Обнаруженные ранее неравновесные карбиды WC , W_2C и $W_{23}C_6$ после отпуска на рентгенограммах не выявляются.

Главной особенностью отпущенных слоев является то, что наблюдавшееся ранее разнообразие структур - от мартенситной до ферритной после отпуска исчезает. Значения твердости и

износостойкости покрытий заметно ниже, чем в исходном состоянии (рис. 2, а), за счет выделения мягкой ферритной фазы в основе слоя и, благодаря формированию однотипной структуры, с увеличением E меняются незначительно. Лишь при высоких значениях E происходит некоторое дополнительное снижение твердости и износостойкости, связанное с уменьшением общего количества карбидов (рис. 2, а).

При нагреве под закалку при 850°C происходит растворение части карбидов, возврат к аустенитной структуре, а затем закалка основы слоя на мартенсит. Значения твердости и износостойкости после обычной термической закалки возрастают по сравнению с твердостью и износостойкостью исходных наплавленных покрытий (рис. 2, б).

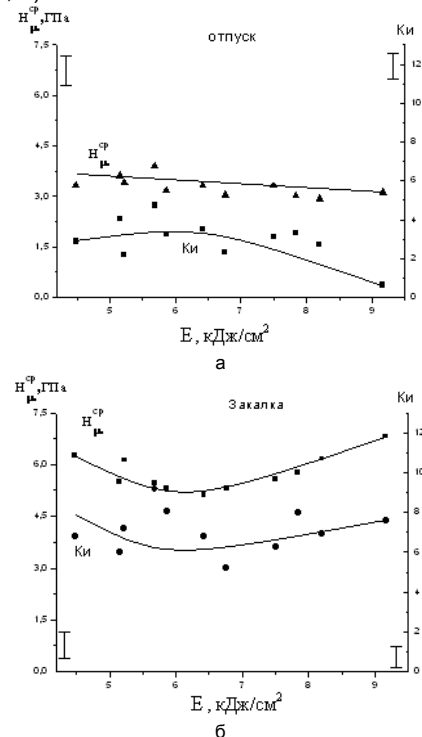


Рис. 2. Зависимость твердости и износостойкости покрытия от удельной энергии излучения E после отпуска (а) и после закалки (б).

Значения твердости и износостойкости закаленных покрытий от режима наплавки зависят слабо (рис. 2, б). Следует отметить лишь некоторый спад HV и Ki в середине интервала значений E , который, по-видимому, обусловлен изменением в слое относительного содержания двух основных твердых фаз - мартенситной и карбидной. С ростом E упрочняющее действие карбидной фазы уменьшается из-за уменьшения ее количества, а мартенситной, возрастает (рис. 2, б).

Дальнейшее повышение свойств происходит при введении в легирующую смесь перед наплавкой модификатора TiB_2 . Известно, что при литье стали для измельчения структуры используют модификаторы (тугоплавкие соединения химически активных металлов, служащие центрами кристаллизации).

В нашем случае после введения в наплавочную смесь порошка диборида титана на металло-

графических снимках наблюдается заметное снижение дендритной неоднородности, измельчение структуры, которая становится более равноосной. Наблюдаемое явление связано с выделением в расплаве множества новых центров кристаллизации в виде дисперсных соединений титана, что существенно тормозит рост зерна. При этом твердость покрытия повышается в 1,3 раза (рис. 3, а), а износостойкость – в 1,7 раза (рис. 3, б).

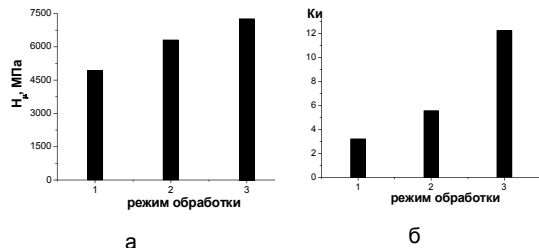


Рис. 3. Средние значения твердости (а) и износостойкости (б) покрытия в исходном состоянии (режим 1), после введения модификатора (режим 2), после введения модификатора и термической обработки (режим 3).

Еще более сильный эффект наблюдается после термической обработки (отпуск при 650°C + закалка от 850°C) покрытий с модификатором, приводящей к формированию в основе слоя мартенситной структуры, более дисперсной, чем после такой же термообработки покрытий, не содержащих модификатора, поскольку размер мартенситных пластин напрямую зависит от размера исходного аустенитного зерна, в котором они образуются. Твердость после закалки возрастает в 1,5 раз (рис. 3, а), а износостойкость в 3,8 раза (рис. 3, б) по сравнению с наплавкой без модификатора и термической обработки.

Проведенное исследование является начальным этапом работ в этом направлении и позволяет надеяться, что при использовании других типов модификаторов, правильном выборе концентрации вводимой модифицирующей добавки и режима последующей термической обработки можно будет получить более существенное увеличение свойств – твердости и износостойкости.

Выводы

1. Методом электронно-лучевой наплавки в атмосферном воздухе на низкоуглеродистой стали получены покрытия, легированные вольфрамом и углеродом. Зависимость твердости покрытия от удельной поверхностной энергии излучения E но-

сит вид S-образной кривой, что связано с формированием разнообразных структурно-фазовых состояний. Значения коэффициента износостойкости меняются по кривой с минимумом.

2. При малых значениях E структура слоя состоит из зерен аустенита и эвтектики. С ростом E и уменьшением скорости охлаждения покрытия аустенитная фаза сменяется сначала мартенситной, затем мартенситно-бейнитной и ферритно-мартенситной, а объемная доля эвтектики уменьшается. При больших E на границах зерен образуется сетка карбидов. Основной упрочняющей фазой является карбид Fe_3W_3C .

3. Наиболее высокими значениями твердости и износостойкости обладают структуры, состоящие из высокотвердых включений карбидов вольфрама и вязкой аустенитной матрицы. Выделение хрупких мартенситной и бейнитной фаз в основе слоя способствует увеличению твердости, но снижению износостойкости. Выделение мягкой ферритной фазы приводит к снижению как твердости, так и износостойкости. Некоторое увеличение свойств происходит при образовании сетки карбидов.

4. Вне зависимости от режима облучения, после отпуска наплавленных покрытий при 650°C формируется одна и та же структура, состоящая из зерен твердого раствора и эвтектики, объемная доля которой уменьшается с увеличением глубины переплавленного слоя. Значения твердости и износостойкости падают в связи с выделением мягкой ферритной составляющей в основе слоя. В процессе закалки покрытий от 850°C протекает мартенситное превращение, твердость и износостойкость вновь повышаются.

5. При введении в наплавочные смеси модификатора существенно снижается дендритная неоднородность покрытий, измельчается их структура, за счет чего твердость и износостойкость повышаются. Наблюдаемое явление связано с появлением в расплаве множества новых центров кристаллизации в виде тугоплавких соединений титана, одновременно тормозящих рост зерна. Эффект усиливается после термической обработки материала с модифицированной наплавкой за счет образования в измельченном зерне более дисперсной мартенситной структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 08-03-00320-а).

MODIFICATION OF METAL STRUCTURE AND PROPERTIES BY ELECTRON-BEAM SURFACING OF TUNGSTEN CARBIDE

T.A. Krylova*, I.M. Poletika*, M.G. Golkovski**, M.V. Perovskaya*, S.A. Makarov*

*Institute of Strength Physics and Material Science, Academicheskoy avenue 2/4, Tomsk, 634021 Russia, Phone: +7 3822 286858, Fax: +7 3822 492576, E-mail: poletika@list.ru

**Budker Institute of Nuclear Physics, Academician Lavrentiev avenue 11, Novosibirsk, 630090 Russia; E-mail: golkovsk@inp.nsk.su.

By a method of vacuum-free electron beam surfacing of tungsten carbide powder on the plain carbon steel the coatings were formed. The structure, hardness and wear resistance of these coatings depends on specific surface energy of irradiation and the cooling rate of melt. It was shown that the structure "carbide inclusions in austenite matrix" possesses the best properties. Such structure is similar to hard alloy structure, the functionality of which bases on compromise between the strength and elasticity. Heat treatment of fusion layers results in unification of fusion layers structure and increasing of there hardness and wear resistance. After doping of modifying agent additional increasing of properties occurs.