

ВНЕВАКУУМНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА КАРБИДОМ ФОЛЬФРАМА С МОДИФИЦИРОВАНИЕМ НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ

Балушкина М.А., Макаров С.А. *, Тетюцкая М.В. *

Научный руководитель: Полетика И.М., д.т.н.

Томский политехнический университет, 634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30

* Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН), г. Томск, Россия

E-mail: baly-5228@yandex.ru

Для увеличения срока службы машин и механизмов, которые претерпевают абразивный износ под воздействием внешней среды, можно использовать метод электронно-лучевой наплавки на ускорителе электронов, разработанный ИЯФ СО РАН совместно с ИФПМ СО РАН [1-3]. Этот метод характеризуется высоким качеством получаемых покрытий и простотой введения легирующих элементов. Наплавляли порошок карбида вольфрама WC на низкоуглеродистую сталь Ст3. Слой порошка наносили на поверхность образца перед обработкой. Энергия электронов U составляла 1,4 МэВ. На первом этапе исследований ток пучка I менялся в пределах 27 - 51 мА, скорость обработки V принимала значения 2,5; 1,6; 1,0 см/с. Во второй серии опытов при той же энергии электронов с целью увеличения износостойкости для наплавки использовали смесь порошков WC+Ni+TiC при их относительном содержании 6:3:1. Ток пучка I равнялся 40 мА, а скорость обработки V - 2,0; 1,8; 1,65; 1,55; 1,45; см/с. Для защиты от влияния окружающей среды в наплавочные смеси в обоих случаях вводили флюс MgF_2 . Структуру покрытий исследовали на металлографическом микроскопе "Neophot", фазовый состав покрытий определяли методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре ДРОН-2М. Измеряли распределение микротвердости по глубине слоя на приборе ПМТ-3 и находили ее среднее значение в покрытии H_{μ}^{CP} . Проводили испытания на абразивную износостойкость по ГОСТ 23.208-79.

После наплавки карбида вольфрама на поверхности образцов стали Ст3 образуются слои толщиной 1,5 - 3,0 мм. Распределение микротвердости в поперечных срезах носит характер локальных колебаний, что связано с гетерофазностью образующейся структуры. По данным рентгеноструктурного фазового анализа в структуре покрытий присутствует α -железо (мартенсит), незначительное количество γ -железа (аустенит), соединение Fe_3W_3C , некоторое количество карбидов WC, W_2C , $W_{23}C_6$.

В слое наплавки образуется целый спектр структур. При малых значениях удельной поверхностной энергии E структура слоя доэвтектическая, закаленная на мартенсит. С увеличением E мартенситная структура сменяется сначала мартенситно-бейнитной, а затем ферритно-мартенситной (рис. 1).

Структура слоя определяет и его износостойкость.

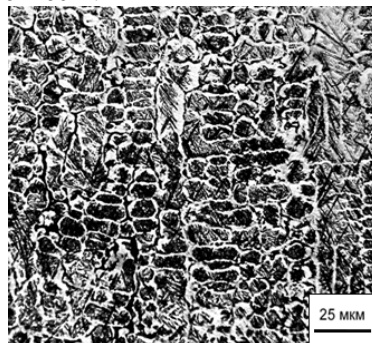


Рис. 1. Структура слоя при $E=5,68$ кДж/см².

Появление твердых, но хрупких мартенситной и бейнитной составляющих в структуре обуславливает низкие значения износостойкости (рис. 2, кривая 1).

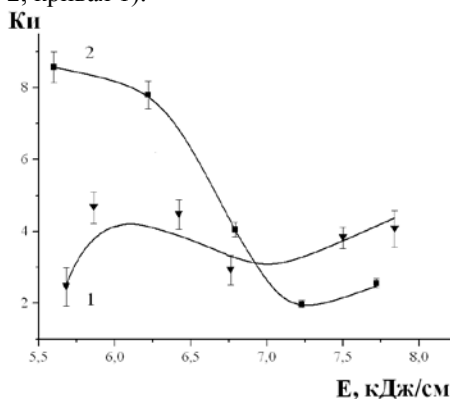


Рис.2. Зависимость износостойкости от плотности энергии излучения: 1 - наплавка WC; 2 - наплавка смесью WC+TiC+Ni.

При абразивном изнашивании твердые частицы абразива действуют на металл как множество режущих инструментов. Хрупкие структуры мартенсита и бейнита прорезаются абразивными частицами, возникают микротрещины. Кроме того, в хрупких мартенситной и бейнитной матрицах создаются благоприятные условия для выкрашивания карбидов.

С ростом плотности энергии излучения средние значения микротвердости в слое уменьшаются. Падение твердости по Виккерсу при увеличении E связано с изменением одновременно двух параметров – средней концентрации легирующих элементов в покрытии и скорости охлаждения расплавленного металла.

Во второй серии опытов средние значения уменьшаются с увеличением плотности энергии излучения E . Износостойкость же, наоборот, существенно возрастает в интервале энергий (5,6 - 6,8 кДж/см²) (рис. 2, кривая 2). В этом интервале энергий фиксируется значительное количество γ -железа, небольшое количество α -железа, карбид вольфрама Fe_3W_3C и карбид титана TiC . Причем, интенсивность линий γ -железа намного превышает интенсивность линий α -железа, что свидетельствует об образовании аустенитно-мартенситной структуры с большой объемной долей аустенитной фазы и малой объемной долей фазы мартенсита. Соединения никеля, как химически малоактивного элемента, не выявляются. Очевидно, весь никель находится в твердом растворе.

С увеличением плотности энергии E интенсивности линий γ -железа и карбидов вольфрама и титана на рентгенограммах уменьшается, а интенсивности линий α -железа (мартенсита) увеличивается. Это свидетельствует об уменьшении объемной доли аустенитной фазы. Наблюдаемое явление связано с увеличением толщины наплавленного слоя и с уменьшением в нем средней концентрации легирующих элементов, в том числе, и никеля, который стабилизирует аустенит. Соответственно, при больших значениях E износостойкость уменьшается (рис. 2, кривая 2).

Важной особенностью сформированных покрытий является то, что в них происходит сильное измельчение структуры. На микрофотографиях наплавленных слоев наблюдается существенное уменьшение размера зерна (рис. 3).

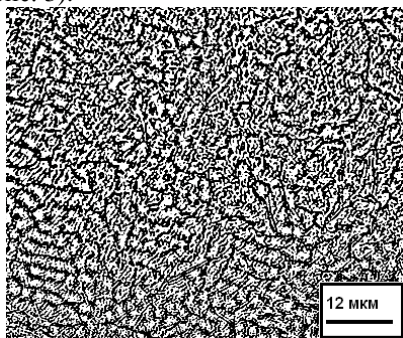


Рис. 3. Структура слоя, наплавленного смесью $WC+TiC+Ni$ при $E=5,68$ кДж/см².

В расплавленном слое выделяется множество новых центров кристаллизации в виде дисперсных частиц TiC . Высокодисперсные частицы TiC , обладающие высокой температурой плавления (3180°C), первыми выпадают из расплава и не только служат множественными центрами кристаллизации, но и препятствуют росту аустенитного зерна, что обеспечивает формирование ультрадисперсной структуры (рис. 3). Кроме того, высокие скорости охлаждения при закалке в области существования твердой фазы

способствуют образованию ультрадисперсного пакетного мартенсита. Все это приводит к существенному росту износостойкости.

При значениях плотности энергии излучения E выше 6,8 кДж/см² дисперсность структуры как зеренной, так и мартенситной, уменьшается. Согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа в слое сохраняется аустенитно-мартенситная структура. При этом интенсивность линий α -железа возрастает по сравнению с интенсивностью линий γ -железа, что свидетельствует об уменьшении объемной доли аустенита. Интенсивность линий карбидов вольфрама и титана на рентгенограммах заметно уменьшается.

Заключение

1. Электронно-лучевой вневакуумной наплавкой карбида вольфрама на низкоуглеродистую сталь получены слои толщиной 1,5 - 3 мм, обладающие повышенной твердостью, но низкой износостойкостью, что связано с образованием в их основе хрупких мартенситной и мартенситно-бейнитной структур при плотности энергии излучения < 7 кДж/см² и мартенситно-ферритной структуры, содержащей хрупкую мартенситную и легко изнашиваемую ферритную фазу, при $E > 7$ кДж/см².

2. Введение в наплавочную смесь никеля и карбида титана при глубине наплавленного слоя, не превышающей 2,5 мм ($E < 7$ кДж/см²), приводит к существенному приросту износостойкости при незначительном уменьшении твердости. Наблюдаемый эффект связан со способностью никеля стабилизировать износостойкую фазу - аустенит, с избавлением от хрупких мартенситной и бейнитной фаз, аустенизацией наплавленного слоя и с выпадением множества дисперсных выделений TiC , приводящих к формированию однородной ультрадисперсной структуры.

Литература

1. Скринский А.Н., Мизин В.Г., Фоминский Л.П. и др. Высокопроизводительная наплавка и оплавление порошковых покрытий пучком релятивистских электронов // ДАН СССР. - 1985. - Т. 283. - № 4. - С. 865-869.
2. Полетика И.М., Голковский М.Г., Борисов М.Д., Салимов Р.А., Перовская М.В. Формирование упрочняющих покрытий методом наплавки в пучке релятивистских электронов // Физика и химия обработки материалов. - 2005. - № 5. - С. 29-41.
3. Полетика И.М., Голковский М.Г., Крылова Т.А., Перовская М.В. Структура и свойства хромсодержащих покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки в атмосфере // МиТОМ. - 2009. - № 3. - С. 15-22.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 14-03-00410-а).