

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ, НАПЛАВЛЕННЫХ В ПУЧКЕ РЕЛЯТИВИСТСКИХ ЭЛЕКТРОНОВ, С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

И.М. Полетика¹⁾, М.В. Перовская¹⁾, М.А. Балушкина²⁾

¹⁾ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4, Томск, Россия, poletika@list.ru

²⁾ Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»,
пр. Ленина, 30, Томск, Россия, baly-5228@yandex.ru

Электронно–лучевой вневакуумной наплавкой карбида вольфрама на низкоуглеродистую сталь получены слои толщиной 1,5 – 3 мм, обладающие повышенной твердостью, но низкой износостойкостью. Введение в наплавочную смесь никеля и карбида титана приводит к существенному приросту износостойкости. Наблюдаемый эффект связан со способностью никеля стабилизировать износостойкую фазу – аустенит и с выпадением множества дисперсных выделений TiC, приводящих к формированию однородной ультрадисперсной и наноструктуры.

Введение

Для восстановления и упрочнения деталей может быть использован метод электронно-лучевой наплавки на ускорителе электронов, разработанный ИЯФ СО РАН совместно с ИФПМ СО РАН, который характеризуется высоким качеством получаемых покрытий и простотой введения легирующих элементов. На низкоуглеродистую сталь Ст3 сначала наплавляли порошок карбида вольфрама WC, а затем смесь порошков WC, Ni и TiC. Структуру покрытий исследовали на металлографическом микроскопе “Неорфот”, 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.

Результаты исследования

После наплавки карбида вольфрама на поверхности образцов стали Ст3 образуются слои толщиной 1,5 – 3,0 мм. 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. Структура слоя определяет и его износостойкость. Появление твердых, но хрупких мартенситной и бейнитной составляющих в структуре а также выделение мягкой ферритной фазы обуславливает низкие значения износостойкости (рис. 1, кривая 1).

При введении в наплавочную смесь никеля и карбида титана в качестве модификатора износостойкость существенно возрастает в интервале энергий (5,6 – 6,8 кДж/см²) (рис. 1, кривая 2). В

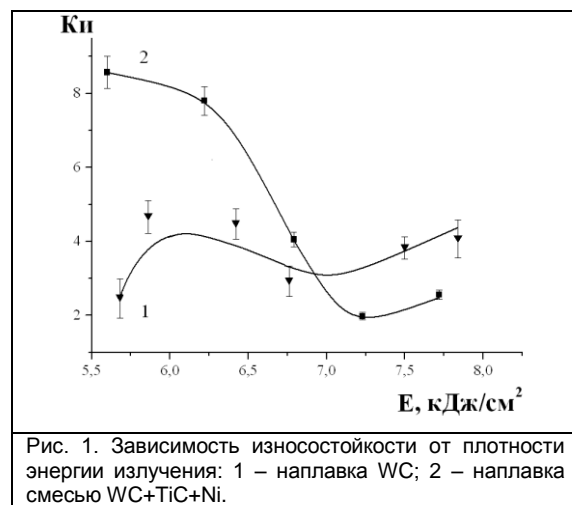


Рис. 1. Зависимость износостойкости от плотности энергии излучения: 1 – наплавка WC; 2 – наплавка смесью WC+TiC+Ni.

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 наплавочного 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. 1, 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. 2). Это связано с тем, что при введении в наплавочную смесь в качестве модификатора карбида титана в расплавленном слое выделяется множество новых центров кристаллизации в виде дисперсных частиц TiC подобно тому, как это происходит при литье стали, куда эти частицы добавляются специально. 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. 2). Кроме того, высокие скорости охлаждения при закалке в области существования твердой фазы способствуют образованию ультрадисперсного пакетного мартенсита. Все это приводит к существенному росту износостойкости.

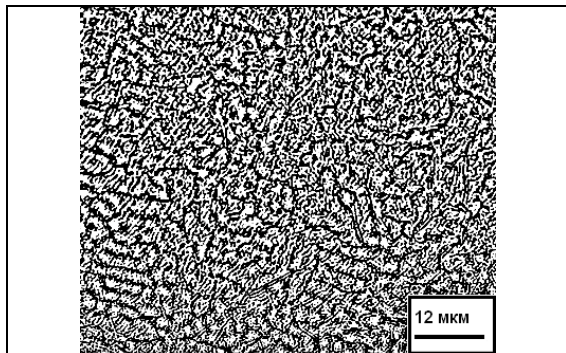


Рис. 2. Структура слоя, наплавленного смесью WC+TiC+Ni при $E=5,68 \text{ кДж/см}^2$.

Более подробные исследования структуры были проведены методом электронной микроскопии тонких фольг. В структуре исследуемого слоя выявляются крупные включения карбидов $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ и WC с размерами от 0.1 до 1 мкм. В основе слоя присутствуют аустенит и мартенсит пакетной и пластинчатой морфологии, которые при увеличении энергии E частично заменяются структурами отпуска. По границам зерен мартенсита в этом случае располагаются частицы цементита. На отдельных участках слоя, в основном, вблизи стыков границ кристаллов пластичного мартенсита или пакетов кристаллов мартенсита наблюда-

ется формирование островков наноструктуры (рис. 3).

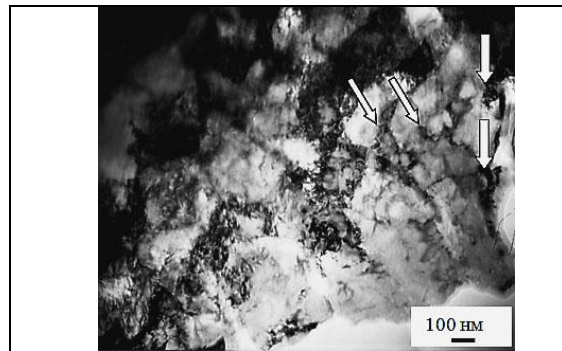


Рис. 3. Участок наноструктуры с частицами карбида титана по границам нанозерен, стрелками указаны частицы TiC.

Проведенные электронномикроскопические исследования позволили подробно рассмотреть механизм измельчения структуры. Причиной образования дисперсной зеренной и нанозеренной структуры является выделение мельчайших карбидов титана TiC, которые служат центрами кристаллизации и обнаруживаются на границах зерен и нанозерен (рис. 3). Размеры частиц карбидов, расположенных на границах зерен, составляют 0.10–0.15 мкм, размеры частиц на границах нанозерен изменяются в пределах 20–40 нм. Частицы карбида TiC выделяются и на отдельных дислокациях, их размеры меняются в пределах 10–15 нм.

Закключение

Таким образом, в результате проведенного исследования показано, что при вневакуумной электронно-лучевой наплавке на низкоуглеродистую сталь введение в наплавочную смесь, наряду с карбидом вольфрама, никеля и карбида титана приводит к существенному росту износостойкости. Наблюдаемый эффект связан со способностью никеля стабилизировать износостойкую фазу – аустенит в основе слоя и с модифицирующим действием карбида титана, выражающемся в формировании ультрадисперсной, а на отдельных участках и нанозеренной структуры.

WEAR RESISTANCE INCREASE OF THE MODIFIED COATINGS, DEPOSITED IN THE BEAM OF RELATIVISTIC ELECTRONS

I.M. Poletika¹⁾, M.V. Provskaya¹⁾, M.A. Balushkina²⁾

¹⁾Institute of Strength Physics and Material Science, Akademicheskoy avenue 2/4, Tomsk, Russia, poletika@list.ru

²⁾National Research Tomsk Polytechnic University, Lenin Avenue, 30, Tomsk, Russia, baly-5228@yandex.ru

The 1.5–3 mm thickness coatings have been obtained by vacuum – free electron beam cladding of tungsten carbide on low – carbon steel substrate. The coatings have an increased hardness but low wear resistance. Adding both nickel and titanium carbide to the tungsten carbide results in essentially improving the wear resistance of the coatings due to austenite–promoting effect of nickel and precipitation of fine TiC particles resulting in the formation of the final and nanograin structure. In the layer of weld one can find 30–100 nm grain – size structures.