

3. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: Учебное пособие для вузов. 4-е изд. доп. и перераб. – М.: МИСИС, 2002. – 360с.

ВНЕВАКУУМНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА ПОКРЫТИЙ С УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРОЙ

М.В. ПЕРОВСКАЯ¹, В.В. ШМАКОВ², И.М. ПОЛЕТИКА¹, Т.А. КРЫЛОВА¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634055, г. Томск, просп. Академический, 2/4

² Томский Политехнический университет

E-mail: vasilijjudo2012@rambler.ru

Абразивный износ поверхностей деталей многих машин и механизмов при эксплуатации существенно снижает срок их службы. Для восстановления и упрочнения деталей широко применяется метод электро-дуговой наплавки, аналогом которого является 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. В практике электродуговой наплавки высокая твердость и удовлетворительная стойкость против абразивного износа достигается при наплавке карбидом вольфрама. Для повышения износостойкости покрытий, наплавленных карбидом вольфрама, в наплавочные смеси можно вводить никель, обеспечивающий аустенизацию структуры и карбид титана в качестве модификатора для формирования однородной дисперсной структуры. Получаемые покрытия будут защищать изделия одновременно как от износа, так и от коррозии. Дополнительное увеличение износостойкости может быть достигнуто измельчением структуры наплавленного металла путем введения модификаторов.

Наплавку осуществляли на ускорителе электронов ЭЛВ 6 при энергии излучения 1,4 МэВ. На низкоуглеродистую сталь наплавливали смесь порошков WC, Ni и TiC при их относительном содержании 6:3:1. В качестве подложки для наплавки использовали сталь Ст3. Ток пучка I равнялся 40 мА, а скорость обработки принимала значения V от 1,45 до 2,0 см/с. Слой порошка толщиной в 1 мм наносили на поверхность образца перед обработкой. Для увеличения площади наплавливаемой поверхности пучок сканировался с шириной магнитной развертки $l=5$ см. Структуру металла наплавки исследовали на металлографическом микроскопе «Neophot». Рентгеноструктурный фазовый анализ производили на дифрактометре ДРОН-2М. На приборе ПМТ-3 измеряли распределение микротвердости в наплавленных слоях. Проводили испытания на абразивный износ о нежестко закрепленные абразивные частицы, подаваемые в зону трения и прижимаемые к образцу вращающимся резиновым роликом (ГОСТ 23.208-79).

При использовании для наплавки смеси порошков карбида вольфрама, карбида титана и никеля глубина наплавленного слоя L меняется от 1,5 до 3 мм (рисунок 1а).

Средние значения микротвердости покрытий (рисунок 1б) и коэффициента износостойкости (рисунок 1в) достигают высоких значений, но с увеличением плотности энергии излучения W уменьшаются. При энергии $W = 5,6\text{--}6,8$ кДж/см² в наплавленном слое фиксируется значительное количество γ -железа, небольшое количество α -железа, карбид вольфрама $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 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 мартенситной фазы. Никель обогащает твердый раствор.

С увеличением плотности энергии W интенсивности линий γ -железа и карбидов вольфрама и титана на рентгенограммах уменьшаются, а интенсивности линий α -железа (мартенсита) увеличиваются. Это свидетельствует об уменьшении объемной доли износостойкой аустенитной фазы. Наблюдаемые изменения связаны с увеличением толщины наплавленного слоя (рисунок 1а) и с уменьшением в нем средней концентрации легирующих элементов, в том числе, и никеля, который стабилизирует аустенит.

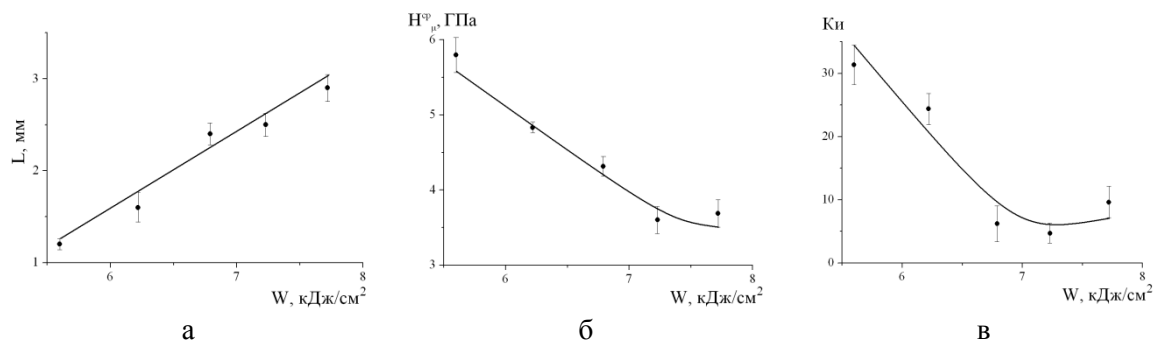


Рисунок 1 - Зависимость толщины слоя наплавки L (а), средней микротвердости $H\mu^{cp}$ (б) и коэффициента износостойкости $KИ$ (в) от удельной поверхностной энергии излучения W при наплавке смесью $WC+Ni+TiC$

Важной особенностью сформированных покрытий является то, что в них происходит сильное измельчение структуры. На микрофотографиях наплавленных слоев наблюдается существенное уменьшение размера зерна (до 1-5 мкм, рисунок 2а).

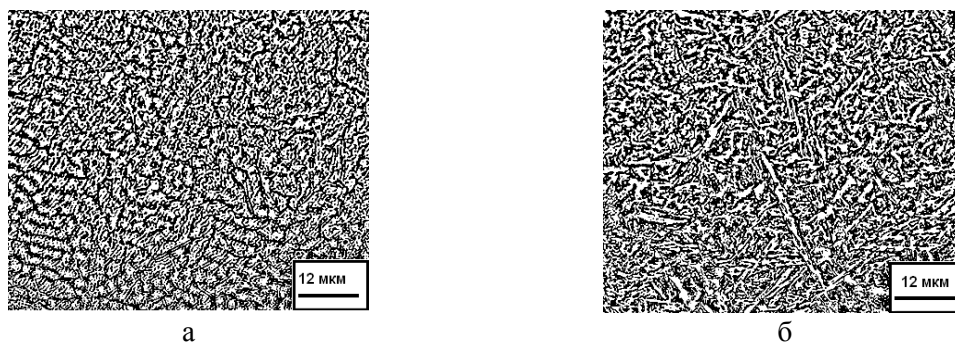


Рисунок 2 - Структура слоя, наплавленного смесью $WC+Ni+TiC$: $W=5,60$ (а) и $7,72$ кДж/см² (б)

Это связано с тем, что в расплавленном слое выделяется множество дисперсных частиц TiC ($T_{пл}=3180^{\circ}C$), которые первыми выпадают из расплава, служат множественными центрами кристаллизации и препятствуют росту аустенитного зерна. Кроме того, высокие скорости охлаждения при закалке в области существования твердой фазы способствуют образованию ультрадисперсного пакетного мартенсита. С ростом энергии излучения происходит увеличение размеров аустенитно-мартенситных зерен и размеров пакетов мартенсита (рисунок 2б), что соответствует падению твердости и износостойкости (рисунок 1- в).

Выводы

Наплавкой на низкоуглеродистую сталь карбида вольфрама в смеси с никелем и карбидом титана получены покрытия с высокой твердостью и износостойкостью. Наблюдаемый эффект связан со способностью никеля стабилизировать износостойкую фазу – аустенит и с выпадением множества дисперсных выделений TiC , приводящих к формированию ультрадисперсной однородной структуры.