

ФОРМИРОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ С УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

В.В. ШМАКОВ¹, М.В. ПЕРОВСКАЯ², И.М. ПОЛЕТИКА², Т.А. КРЫЛОВА²

¹ Томский Политехнический университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

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

E-mail: vasilijjudo2012@rambler.ru

В работе наплавкой на ускорителе ЭЛВ-6 порошковых смесей карбида хрома с хромом и карбидом титана сформированы бифункциональные покрытия, обладающие одновременно высокой износостойкостью и коррозионной стойкостью, связанной с присутствием в слое хрома. Показано, что эффект существенного увеличения износостойкости связан с образованием вязкой аустенитной структуры в основе наплавленного слоя при введении в него никеля и с модифицирующим влиянием карбида титана, которое выражается в резком измельчении структуры при наличии в ней множества центров кристаллизации в виде дисперсных выделений TiC.

Наплавку осуществляли на ускорителе электронов ЭЛВ 6 при энергии излучения 1,4 МэВ. На Ст 3 наплавляли смесь порошков карбида хрома Cr_3C_2 с хромом и карбидом титана TiC в соотношении 6:3:1. При токе пучка 40 mA скорость поступательного перемещения образца под пучком V меняли в интервале 0,5-1,2 см/с. Плотность энергии излучения W на образце варьировалась в пределах 5,6-7,72 кДж/см². 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 (ГОСТ 23.208-79). Коррозионную стойкость определяли путем измерения потери массы образца при выдержке в азотной кислоте по методике.

При наплавки смеси порошков Cr_3C_2 , Cr и TiC слои меняют свою толщину от 1 до 3 мм.

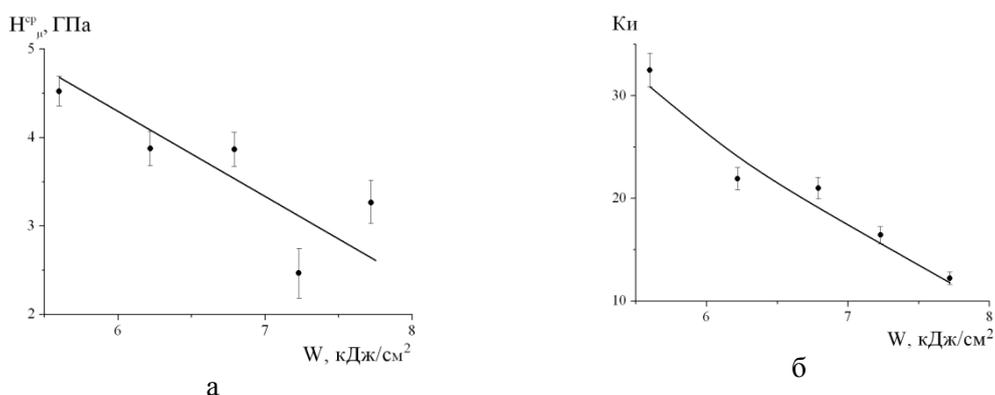


Рисунок 1 - Зависимость средней микротвердости $H\mu^{cp}$ (а) и коэффициента износостойкости K_i (б) от удельной поверхностной энергии излучения W при наплавке смесью $Cr_3C_2+Cr+TiC$

Твердость покрытий при значении удельной поверхностной энергии $W=5,6$ кДж/см² составляет 4,5 ГПа (рис. 1, а). Износостойкость покрытий, наплавленных данной смесью при испытаниях на абразивный износ достигает значения – 31,4 (рис. 1, б). С увеличением глубины переплавленного слоя структура меняется следующим образом. При малых значениях удельной поверхностной энергии излучения образуется ультрадисперсная доэвтектическая дендритная структура с размером зерна 2-6 мкм (рис. 2 а, б). Высокая износостойкость связана с эффектом существенного измельчения структуры в присутствии

дисперсных карбидов титана, выделением карбидов хрома и износостойкой аустенитной фазы в покрытии. Кроме того, при добавлении TiC в наплавочную смесь получаемая структура становится более равноосной так, что износ не сопровождается хрупким изломом длинных ветвей дендритов.

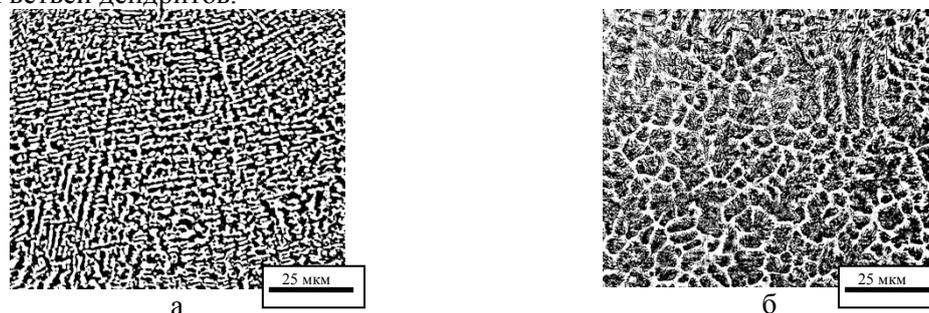


Рисунок 2 - Структура слоя, наплавленного смесью $\text{Cr}_3\text{C}_2+\text{Cr}+\text{TiC}$: $W=5,60$ (а) и $7,72$ кДж/см² (б)

При больших значениях энергии излучения с увеличением глубины переплавленной зоны происходит рост зерна и огрубление структуры наплавки (2, б), что обусловлено уменьшением концентрации легирующих элементов на единицу объема слоя, и переходом к преимущественно мартенситной, более равновесной, но более хрупкой, по сравнению с аустенитом, фазе в основе слоя. Соответственно твердость и износостойкость уменьшаются (рис. 1, а, б).

Это подтверждается данными рентгеноструктурного анализа, согласно которым при малой глубине слоя наплавки на рентгенограммах фиксируются интенсивные линии карбида хрома Cr_7C_3 , соединения которого заключены в аустенитно-мартенситную матрицу с преобладанием аустенитной фазы. Соединения карбида титана методом рентгеноструктурного фазового анализа не обнаружены, очевидно, ввиду их высокой дисперсности. С увеличением толщины слоя интенсивность линий карбидов хрома уменьшается так, что при глубине слоя 5-6 мм эти линии на уровне фона практически не различимы. Одновременно уменьшается интенсивность линий аустенитной фазы. В структуре преобладает α -железо (мартенсит).

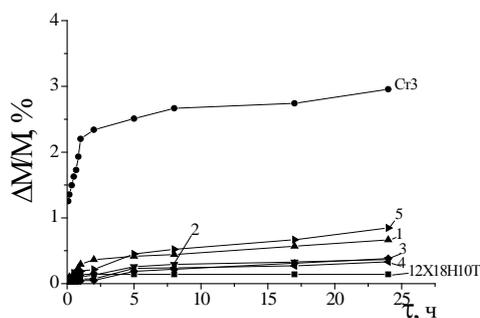


Рисунок 3 - Зависимость относительной потери массы образцов сталей и покрытий, наплавленных смесью $\text{Cr}_3\text{C}_2+\text{Cr}+\text{TiC}$, от времени выдержки в азотной кислоте: $W=5,60$ (1); $6,22$ (2); $6,79$ (3); $7,23$ (4); $7,72$ кДж/см² (5)

Результаты измерения коррозионной стойкости, полученные при растворении наплавленных покрытий и для сравнения образцов сталей Ст3 и 12Х18Н10Т в концентрированной азотной кислоте, приведены на рис. 3. Видно, во всех случаях испытаний коррозионная стойкость покрытий достигает высоких значений, приближаясь к коррозионной стойкости нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Конкретное положение кривых

очевидно зависит от содержания хрома в твердом растворе, из которого он переходит на поверхность металла, образуя там защитную оксидную пленку. При выделении большого количества карбидов хрома в слое коррозионные потери несколько возрастают, что связано с уменьшением содержания хрома в твердом растворе и развитием коррозии по границам раздела фаз.

Таким образом, электронно-лучевой вневакуумной наплавкой на низкоуглеродистую сталь Ст3 порошковой смеси карбида хрома с хромом и карбидом титана получены бифункциональные покрытия с высокой износостойкостью и коррозионной стойкостью, приближающейся к коррозионной стойкости нержавеющей стали.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧУГУНОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕДЬЮ ПОСЛЕ ГРАФИТИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА

К.И. ЭМУРЛАЕВ, Н.В. СТЕПАНОВА, Т.А. ЗИМОГЛЯДОВА, Ю.Ю. РЯПОЛОВА

Новосибирский государственный технический университет

E-mail: stepanova@corp.nstu.ru

Одно из требований, предъявляемых к материалам, которые используются для изготовления втулок, входящих в пару скольжения, связано с необходимостью обеспечения твердости на уровне, не превышающем твердость вала. Выполнение этого требования предполагает устранение в материале втулки крупных карбидных частиц. Такой подход позволяет снизить износ вала, стоимость которого, как правило, выше чем сопряженной с ним втулки. Техническим решением, позволяющим избавиться от кристаллов первичного цементита и снизить твердость чугуна, является графитизирующий отжиг. Целью данной работы является исследование влияния графитизирующего отжига на чугуны, легированные медью.

Для проведения исследований методом литья в песчано-глинистые формы были получены четыре отливки чугуна, легированного медью (от 0,08 до 14,7 мас. % *Cu*) и алюминием (0,9 мас. % *Al*). Термическая обработка легированных медью чугунов была проведена при температуре 1000 °С в течение 2 часов с охлаждением образцов до 300° С вместе с печью и окончательным охлаждением на воздухе.

Для проведения структурных исследований был использован микроскоп Carl Zeiss Axio Observer A1m и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP. Твердость материалов определяли по методу Бринелля. Для определения относительной износостойкости чугунов, легированных медью в качестве эталона использовалась бронза (9 мас. % *Al*, 3 мас. % *Fe*, ост. *Cu*).

В литой структуре чугуна с повышением содержания меди форма графита постепенно изменяется с пластинчатой на вермикулярную (рисунок 1 а, в). При содержании меди в чугуне 14,7 % весь графит располагается в междендритном пространстве.

После термической обработки серых чугунов заметно незначительное увеличение толщины графитовых пластинок. В чугуне, не содержащем меди вокруг пластинок графита, в процессе отжига выделяются новые графитовые включения, имеющие малый размер, порой не превышающий нескольких микрометров (рисунок 1 а, б). Поскольку в чугунах, легированных медью, графит имеет вермикулярную форму, и при высоком содержании меди располагается в междендритном пространстве то за счет увеличения толщины графитовых пластинок происходит их соединение (рисунок 1 в, г).

В структуре металлической основы после отжига увеличивается объемная доля феррита до ~ 5 %. При содержании меди 6,57 % после отжига зерен феррита практически нет (не более ~ 3...5 %), но присутствуют колонии глобулярного перлита. При повышении