

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СТАЛИ 10P6M5 ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Исакин И.А., Зыков И.Ю.

Научный руководитель: Гнусов С.Ф., д.т.н., профессор.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

Россия, г.Томск, пр. Ленина, 30, 634050

E-mail: zidanka9@gmail.com

SURFACE LASER TREATMENT OF COATINGS ON THE BASIS OF STEEL 10P6M5

Isakin I.A., Zykov I.Yu.

Scientific Supervisor: Prof., Dr. Gnusov S.F.

Tomsk Polytechnic University, Russia, Tomsk, Lenin str., 30, 634050

E-mail: zidanka9@gmail.com

В условиях работы пар трения с высокими контактными нагрузками и дефицитом смазки необходимы тонкие упрочнённые слои на уровне общего поверхностного упрочнения композиционными покрытиями, которые бы свели к минимуму износ в паре трения как на этапе приработки, так и в ходе установившегося износа. С помощью лазерного луча можно получить такие тонкие прочные слои на более толстом вязком подслое, который будет релаксировать ударные нагрузки, и препятствовать развитию трещин. В этой связи актуальна задача использования комбинированных технологий получения износостойких покрытий с широким комплексом свойств.

Цель работы – исследование влияния лазерного оплавления поверхности упрочняющих слоёв на основе стали 10P6M5, сформированных электронно-лучевой наплавкой, на микроструктуру и микротвёрдость литого ядра и зоны термического влияния.

Материал, оборудование и методика проведения исследований

Для поверхностного лазерного оплавления использовали упрочняющие слои, которые были получены методом электронно-лучевой наплавки в вакууме. Для наплавки использовали порошок быстрорежущей стали 10P6M5 и композиционную смесь сталь 10P6M5+20% WC, в качестве основного металла - сталь 20. Методика наплавки подробно описана в работе [2]. После наплавки образцы подвергались термической обработке – отпуску при температуре 843 К (сталь 10P6M5) и 883 К (сталь 10P6M5+20% WC) в течение 1 ч. с последующим охлаждением на воздухе.

Исходная микроструктура упрочненного слоя на основе стали 10P6M5 представляет собой мартенситно-аустенитную матрицу (85:15), в которой распределена карбидная фаза. Упрочняющая фаза в покрытиях представлена карбидами M_6C , M_2C и VC . Карбид M_6C расположен по границам зерен матрицы в виде эвтектической сетки. В покрытии сталь 10P6M5+20% WC матрица находится в аустенитно-мартенситном состоянии (~50:50 %). В процессе однократного отпуска уменьшается объемное содержание аустенита и происходит дополнительное выделение вторичного карбида в объеме зерен матрицы.

Проводили лазерное оплавление плоской поверхности покрытий размером 25×4,5 мм (высота образца 8 мм, толщина наплавленного слоя 4 мм). Данная поверхность перед оплавлением подвергались механическому шлифованию и полированию на алмазных пастах различной дисперсности.

Для оплавления образцов применялась лазерная установка «BlackLight» на основе неодимового лазера с ламповой накачкой и управляемым разрядом производства ООО «Лазерный центр» г. Санкт-

Петербург. Установка состоит из блока излучателя и технологической бинокулярной приставки.

Поверхность наплавки облучалась одиночными импульсами. При облучении варьировалась длительность импульса, от которой в конечном итоге зависит его энергия (см. таблицу 1). С увеличением длительности импульса его энергия возрастает не пропорционально из-за ограниченной величины напряжения конденсатора источника лазерного излучения. Газовая защита не применялась.

Таблица 1

Параметры режимов лазерной обработки

Длительность импульса, мс	2	4	6	8	10	15	20
Энергия импульса, Дж	2.2	4.2	5.5	7	7.3	9	10
Импульсная мощность, кВт	1.1	1.05	0.917	0.875	0.73	0.6	0.5
Диаметр зоны обработки, мм	0.52	0.66	0.73	0.78	0.79	0.8	0.85
Плотность мощности, кВт/см ²	518	307	219	183	149	119	88
Удельный энергозатрат, Дж/см ²	1036	122	1314	1466	1490	1791	1763

После оплавления поверхности лазером она полировалась для удаления окисной плёнки. Для исследования глубины точечного оплавления и величины зоны термического влияния образцы разрезались параллельно оси пучка по диаметру оплавленной точки с помощью электроэрозионной резки. Для выявления структуры ЗТВ микрошлифы подвергали травлению 2% раствором HNO₃ в этиловом спирте. Структуру литого ядра выявляли с помощью травления в смеси кислот HNO₃ и HCl (1:3). Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа (ОМ) Olympus GX 51, снабжённого анализатором SIAMS 700.

Результаты и обсуждения

Микроструктура.

На рисунке 1 представлен внешний вид оплавленных областей композиционных покрытий сталь 10P6M5 (а) и сталь 10P6M5+20% WC (б). Видно, что они имеют округлую форму, которая состоит из литого ядра и тонкой более темной оторочки по его периметру. В данной оторочке можно выделить несколько колец (от 3 до 6 в зависимости от режима обработки) отличающихся по цвету и толщине. Данные кольца можно отнести к ЗТВ. В центре литого ядра фиксируется небольшое углубление, на поверхности которого остается окисная пленка. Диаметр зоны литого ядра с ЗТВ увеличивается с ростом длительности импульса от 520 мкм при $\tau_{\text{имп}}=2$ мс до 850 мкм при $\tau_{\text{имп}}=20$ мс, таблица 1. При этом минимальный диаметр литого ядра 430 мкм, а максимальный - 660 мкм.

Для композиционного покрытия сталь 10P6M5+20% WC (б) наблюдаются трещины, проходящие как по литому ядру, так и по ЗТВ, не получающие своего дальнейшего развития в объеме основного металла покрытия. Формирование трещин в композиционном покрытии можно связать как с увеличением объемной доли исходных карбидных выделений, так и с увеличением их средних размеров, особенно для эвтектического карбида, расположенного по границам зерен матрицы.

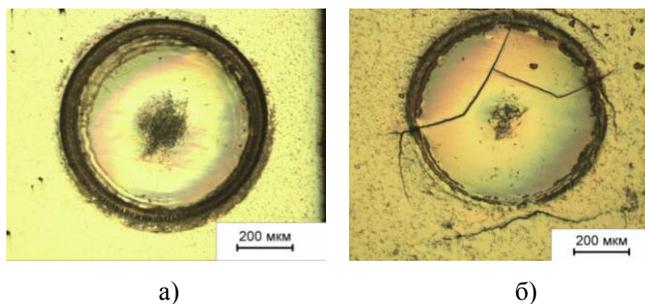


Рис.1. Внешний вид зон оплавления наплавки 10P6M5 (а) и 10P6M5+20% WC (б)

На рисунке 2 представлена типичная микроструктура поперечного сечения оплавленного ядра. Анализ всех поперечных сечений показал, что минимальная глубина проплавления составляет 40 мкм при $\tau_{\text{имп}}=2$ мс, а максимальная - 350 мкм при $\tau_{\text{имп}}=10-20$ мс. Размер ЗТВ в зависимости от режима обработки изменяется в интервале 30-150 мкм.

В литом ядре по степени травимости явно выделяются две зоны (А и Б, рис. 2а, в). Зона А состоит из однородной дисперсной двухфазной структуры, которая имеет дендритно-ячеистое строение, рис. 2в. Зона Б слабо протравливается и имеет в основном дендритное строение, более мелкое чем, в зоне А. Объёмная доля зоны Б выше, чем зоны А.

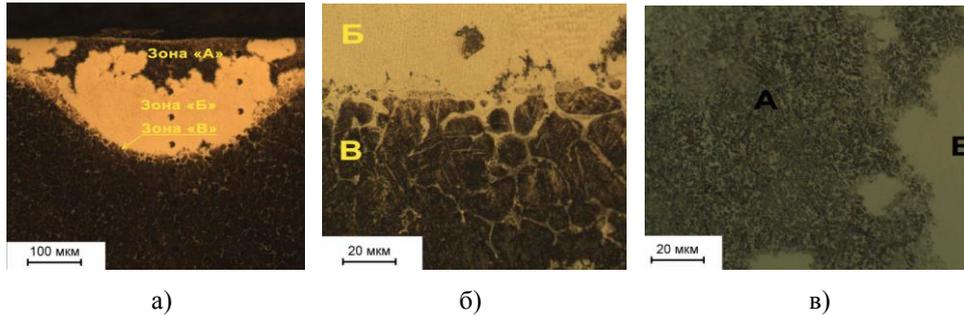


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения литого ядра покрытий сталь 10P6M5

Структура ЗТВ (зона В, рисунок 2б) состоит из зёрен исходной матрицы и эвтектики по границам зерен, которая частично подверглась переплаву в ходе воздействия лазерного луча (см. слабо протравленные участки границ зерен, находящиеся в непосредственном контакте с литым ядром, рисунок 2б). Это обусловлено более низкой температурой плавления эвтектики аустенит – карбид M_6C . В самих зернах матрицы ЗТВ явно фиксируются иглы мартенсита, проходящие через все аустенитное зерно, в то время как в основном покрытии мартенситные иглы ОМ не фиксируются (так называемый бесструктурный мартенсит, рис. 2б).

На рисунке 3 представлена микроструктура поперечного сечения оплавленного ядра в покрытии сталь 10P6M5+20% WC. Видно, что зона А в данном покрытии занимает практически 80...90% объема литого ядра. Зона Б примыкает непосредственно к ЗТВ и имеет дендритное строение, рисунок 3б. Зона термического влияния имеет грубые выделения эвтектического карбида M_6C , объёмная доля которых значительно выше, чем в основном материале покрытия, рисунок 3в. Это обусловлено не полным растворением более грубых исходных эвтектических карбидов M_6C и последующим их ростом в ходе кристаллизации расплавленного объема. Данная причина является основной в формировании и развитии трещин как по ЗТВ, так и по объему самого литого ядра.

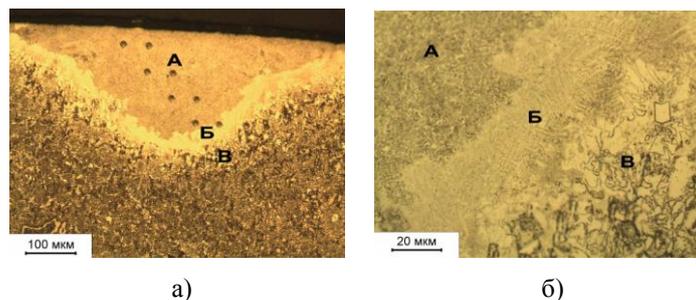


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения литого ядра покрытий сталь 10P6M5+20% WC

Образующаяся в данном исследовании микроструктура согласуется с результатами публикаций [3-5]. В данных исследованиях были обнаружены тёмные и светлые зоны в литом ядре с ультрадисперсной структурой, обладающей химической однородностью. Структура светлой зоны имеет дендритно-ячеистое строение, междендритное расстояние в которой не превышает 0.5 мкм, и состоит из непрерывной сетки эвтектических карбидов, γ - и α -фаз. Тёмная зона более грубая по структуре и состоит из кристаллов γ - и α -фаз и сетки эвтектических карбидов [4, 5].

Микротвёрдость.

На рисунке 4 представлены профили микротвёрдости облучённых лазером покрытий сталь Р6М5 и сталь 10Р6М5+20% WC. После облучения покрытия сталь Р6М5, зона А имеет твёрдость близкую по значению исходному материалу и равняется 6.3 ГПа (разброс значений составил 0.35 ГПа), рис. 4а. В зоне Б значение микротвёрдости выше, чем в основном материале и равняется 8.1 ГПа (разброс значения 0.5 ГПа). В ЗТВ микротвёрдость такая же, как и в исходном покрытии.

В покрытии сталь 10Р6М5+20% WC, после облучения лазером, твёрдость в зонах А и Б ниже, чем в ОМ и составляет 6.7 и 7.9 ГПа соответственно (в ОМ HV= 9 ГПа), рис. 4б. Разброс значений микротвёрдости в этих зонах не превышает 0.3 ГПа. В ЗТВ значения микротвёрдость не существенно отличаются от значений в ОМ. В ЗТВ микротвёрдость такая же, как и в исходном покрытии.

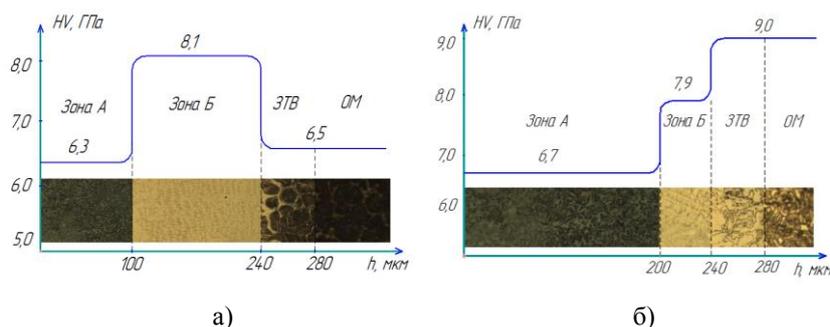


Рис. 4. Распределение средних значений микротвёрдости по зонам литого ядра и ЗТВ облучённых лазером ($\tau_{\text{лмт}}=15$ мс) покрытий сталь Р6М5 а), сталь 10Р6М5+20% WC б)

Проведенные исследования нуждаются в более детальном анализе структуры с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгенофазового анализа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 664 с.
2. Гнусов С. Ф., Игнатов А. А., Дураков В. Г. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 5. С. 15-20.
3. Kwok C.T., Cheng F.T., Man H.C. // Surface & Coatings Technology, 202 (2007), P.336–348.
4. Benyounis K.Y., Fakron O.M., Abboud J.H. // Materials and Design, 30 (2009), P.674–678.
5. Liu Z. H., Zhang D. Q., Chua C.K., Leong K.F. // Materials Characterization, 84 (2013), P.72 – 80.