

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА АБРАЗИВНО-ЭРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ХРОМО-НИКЕЛЕВОЙ НАПЛАВКИ

Представлены результаты исследования эрозионной стойкости при 500 °С Cr-Ni-C-Fe наплавки, полученной с использованием порошковой ленты ПЛ АН-111. Показано, что износостойкость наплавки изменяется по высоте валика, что связано с градиентной микроструктурой, сочетающей аустенит, первичные карбиды M_7C_3 и пластинчатый графит. Установлено, что наплавка изнашивается, в основном, за счет выкрашивания карбидов, при этом измельчение карбидов и графита по мере удаления от поверхности валика обеспечивает 1,6-кратное повышение эрозионной стойкости наплавки.

Ключевые слова: наплавка, высокотемпературная эрозия, карбиды, графит, износостойкость.

Введение

Порошковая лента ПЛ АН-111 применяется при электродуговой наплавке конусов и чаш засыпных аппаратов доменной печи, элементов агломашин и другого металлургического оборудования, работающего в условиях абразивно-эрозионного изнашивания при нормальных и повышенных температурах [1, 2]. Износ этого оборудования вызывается воздействием абразивных частиц (металлических окислов, шихтовых материалов), находящихся в потоках горячих газов, динамически омывающих металлическую поверхность. В состав порошковой ленты ПЛ АН-111 входят металлический никель и карбиды хрома Cr_3C_2 [3]. После наплавки на поверхности формируется хромо-никелевое гетерофазное покрытие, характеризующееся наличием большого количества карбидов хрома, придающих изделию повышенную износостойкость [4]. Имеющиеся относительно ПЛ АН-111 публикации посвящены, главным образом, технологии и оборудованию нанесения покрытия [2, 5]. В то же время остаются практически не освещенными вопросы структурообразования в наплавке, а также взаимосвязи ее микроструктуры с поведением при высокотемпературном изнашивании. Эти сведения важны для формирования оптимальной микроструктуры, позволяющей достичь максимальной износостойкости наплавленных слоев.

Целью данной работы являлось исследование микроструктуры и высокотемпературной абразивно-эрозионной стойкости в наплавке, полученной с применением порошковой ленты ПЛ АН-111.

Материал и методики исследований

Материалом исследования служили образцы, полученные наплавкой порошковой лентой ПЛ АН-111 на лист из стали 09Г2С толщиной 30 мм. Лента ПЛ АН-111 обеспечивает формирование наплавки следующего

номинального химического состава, масс. %: 5,0 С; 40,0 Cr; 40,0 Ni; 1,0 Mn; 2,0 Si; до 1 Zr; до 0,5 В; Fe – ост. Наплавка проводилась с использованием автомата АД-1004 с источником питания ВДУ-1200 при следующих параметрах: ток дуги – 700 ± 50 А, напряжение – 32 ± 2 В, вылет – 50 мм, скорость наплавки – 32 м/ч, скорость подачи – 41 м/ч. Наплавку производили в два слоя, общая толщина валика составила 15–18 мм. Наплавленные образцы были подготовлены для испытаний на изнашивание путем фрезерования и шлифовки таким образом, чтобы испытываемая поверхность соответствовала: а) поверхности наплавки (образец № 1) и б) ее промежуточному слою на половине высоты валика (образец № 2). После механической обработки общая толщина образцов составила 20 ± 1 мм.

Испытания на высокотемпературную эрозию выполняли по методике, описанной в [6]. Была использована установка, состоящая из нескольких камер-печей для подогрева (по отдельности) воздуха, абразива и испытываемого образца. Эродент (остроугольный корундовый песок диаметром 0,5–1,0 мм) направлялся на поверхность образца под углом 30° потоком воздуха, подаваемого с интенсивностью 450 л/мин. Эродент и образец были нагреты до 500 °С; температура воздуха в начале испытаний составляла 500 °С, в конце – 340–360 °С. Общая масса эродента составляла 2 кг. Эродент использовали по частям, засыпая порциями по 500 г в камеру подогрева. После расходования в камеру засыпали новую порцию абразива, которую вновь нагревали до 500 °С. Параллельно нагревался и сам образец, подставивший в результате обдува воздухом. Общая продолжительность испытаний составляла около 6 ч. Образцы взвешивали до и после испытаний с помощью электронных весов с ценой деления 0,001 г. При расчете изменения массы учитывали ее прирост вследствие окисления. После-

днюю определяли проведением теста на окисление в течение 6 ч при 500 °С. Скорость эрозии (*Erosive Rate* – *ER*) рассчитывали по формуле [7]:

$$ER = \frac{(\Delta m_1 - \Delta m_2)}{\rho M},$$

где Δm_1 – износ; Δm_2 – прирост массы вследствие окисления; ρ – плотность материала наплавки, M – масса эродента.

Профиль изношенных образцов исследовали с помощью лазерного микроскопа Optelics HYBRID L3-SMZ (Lasertec Corporation), а их микроструктуру (в поперечном сечении) – с применением сканирующего электронного микроскопа JSM-6510 LV (JEOL). Предварительно отполированные образцы подвергали травлению 4 %-ном спиртовым раствором азотной кислоты.

Экспериментальная часть и анализ полученных результатов

При исследовании строения наплавки был выявлен неоднородный характер распределения микроструктуры по сечению валика. В приповерхностном слое структура наплавки представлена массивными первичными карбидами M_7C_3 , ориентированными перпендикулярно поверхности (рис. 1а). Определение размеров карбидов в плоскости фотографии показало, что в поперечном сечении они достигают 15 мкм, а в длину – 350 мкм. На природу (M_7C_3) карбидов указывает их гексагональная форма (в сечении) и наличие осевой полости вдоль оси [0001], что является отличительной особенностью карбида хрома Cr_7C_3 [8]. Помимо карбидов, в структуре был выявлен пластинчатый графит, залегающий в межкарбидных участках матрицы (рис. 1б). Графитные пластины ориентированы хаотично, в длину они достигают 70 мкм, в толщину – 3,5 мкм. Межкарбидные участки неоднородны, в них присутствуют области, отличающиеся по своему строению и контрасту (обозначены на рис. 1б как M_1 и M_2).

На половине высоты валика выявляется примерно такая же микроструктура за исключением того, что здесь размеры первичных карбидов значительно меньше, чем в верхнем слое наплавки. Сечение карбидов не превышает 10 мкм, а их длина – 160 мкм. Толщина графитных пластин составляет не более 2,5 мкм. Таким образом, на среднем уровне наплавки зафиксировано существенное измельчение микроструктурных составляющих по сравнению с приповерхностным слоем.

У границы сплавления с основой наплавка имеет доэвтектическое строение с характерным наличием аустенитных дендритов, окруженных карбидо-аустенитной эвтектикой. Крупные первичные карбиды и графит в этом слое отсутствуют. Такой характер микроструктуры связан: (а) с эффектом «разбавления» наплавки материалом основы, в результате чего в зоне сплавления понижено содержание углерода и карбидообразующих элементов, а также (б) с ускоренным

протеканием кристаллизации, подавившим формирование массивных включений с высокой концентрацией хрома (карбиды M_7C_3) или углерода (графит).

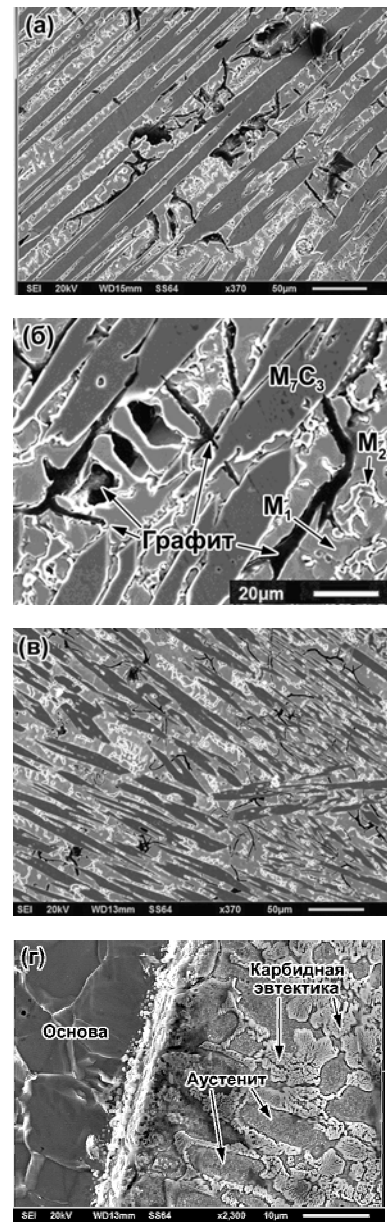


Рис. 1. Микроструктура наплавки на разном удалении от поверхности валика:

а, б – поверхность; в – половина высоты валика; г – зоны сплавления с основой

На рис. 2 представлены результаты испытаний на изнашивание. Как видно, скорость эрозии на поверхности наплавки в 1,57 раза превышает скорость эрозии на половине высоты валика. Это объясняется различиями в размерах микроструктурных составляющих – первичных карбидов и графитных включений. Более мелкие составляющие, залегающие на половине высоты валика, обеспечили повышенную износостойкость по сравнению с приповерхностной зоной наплавки.

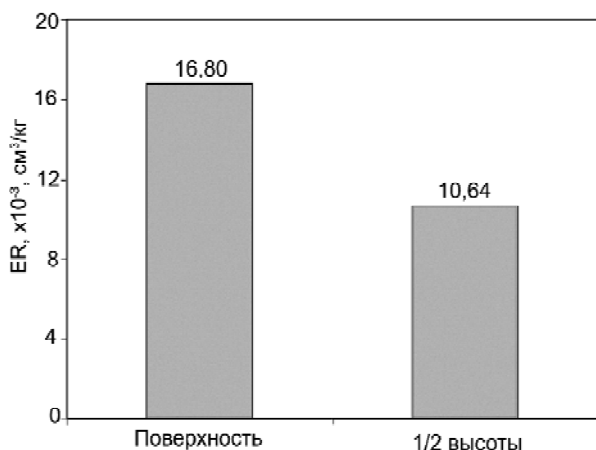


Рис. 2. Скорость абразивной эрозии на различном удалении от поверхности валика

Общий вид изношенной поверхности образцов показан на рис. 3. Видно, что после испытаний на поверхности остались явные следы эрозии в виде эллипсоидального пятна с серебристой поверхностью, имеющего размытые границы (рис. 3). За пределами этого участка поверхность более темная, что связано с ее окислением в процессе нагрева при 500 °С. Сканирование изношенной поверхности показало, что износ неравномерно распределяется в пределах пятна, формируя впадину в месте наиболее интенсивного взаимодействия абразива с поверхностью. Анализ построенных 3D-моделей (рис. 3*в, г*) позволил установить, что образцы значительно отличаются по максимальному перепаду высот в пределах пятна износа, составившему 204 мкм – на поверхности валика и 112 мкм – на половине его высоты. Эти результаты хорошо соотносятся с данными эрозионных испытаний, показавшими повышение износостойкости наплавленного слоя по мере удаления от поверхности до половины высоты валика (рис. 2).

Влияние микроструктуры наплавки на сопротивление эрозии становится более очевидным при исследовании строения металла непосредственно в зоне разрушения. Как следует из рис. 4*а*, на изношенной поверхности образцов сформировался волнообразный рельеф, отражающий характер взаимодействия поверхности с эродентом. Углубления рельефа соответствуют участкам отеснения (вырыва) металла под воздействием абразивных частиц. Видно, что при ударе происходило пластическое деформирование участков матрицы с текстурированием в направлении изнашивания (рис. 4*б*). Этому способствовало размягчение матричных прослоек при нагреве до 500 °С; глубина текстурированного слоя достигает 20 мкм. Деформируясь под ударами абразивных частиц, матричные участки увлекали за собой столбчатые первичные карбиды M_7C_3 , вызывая их изгиб. В связи с большими размерами и высокой хрупкостью карбиды испытывали множественное растрескивание с выкрашиванием отколовшихся микрофрагментов.

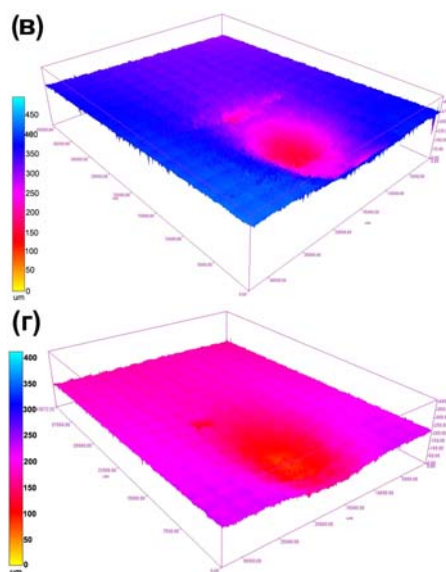
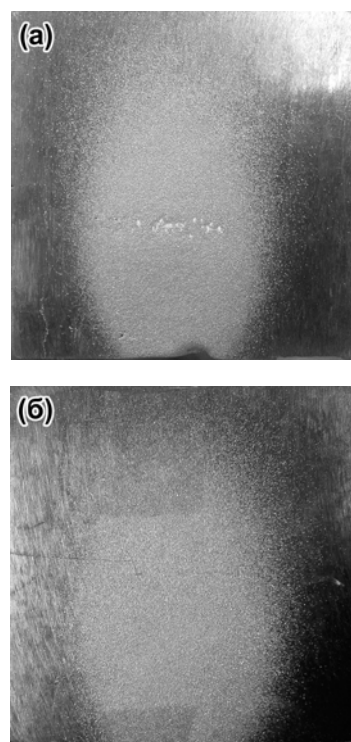


Рис. 3. Внешний вид изношенных образцов и соответствующие 3D-модели поверхностей:

а, в – образец № 1; *б, г* – образец № 2

Карбиды испытывали изгибающую деформацию на глубину до 50 мкм, о чем свидетельствует наличие трещин на значительном удалении от поверхности. Развитие сколов в карбидах способствовали участки графита, залегающие в межкарбидных прослойках матрицы. Растрескивание карбидов на удалении от непосредственной зоны изнашивания способствовало релаксации микронапряжений в приповерхностном слое, однако, выходя по мере изнашивания на поверхность, карбиды уже находились в разрушенном состоянии с

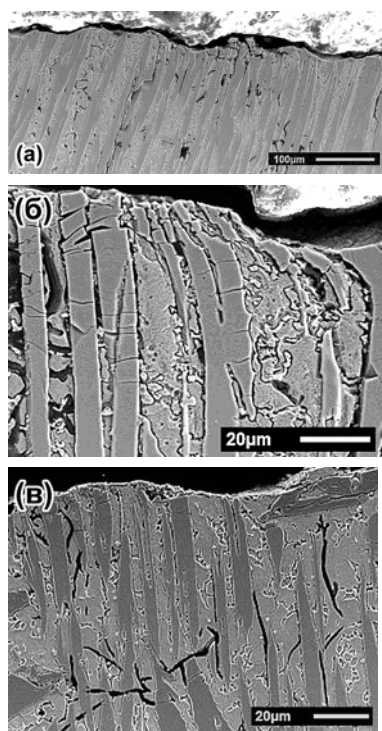


Рис. 4. Микроструктура поверхнього изношенного слоя наплавки:
а, б – образец № 1; в – образец № 2

наличием микротрещин по границам с матрицей. Следовательно, их способность противостоять ударам абразивных частиц была невысокой. Таким образом, образцы изнашивались по малоцикловому механизму активного растрескивания и выкрашивания первичных карбидов

Анализ рис. 4 показывает, что данный механизм изнашивания характерен для обоих образцов. Вместе с тем, в образце № 2 глубина распространения растрескивания в карбидах ниже, чем в образце № 1. Это указывает на то, что разрушение карбидов происходило в непосредственной близости к поверхности, т.е. под ударами абразива. Следовательно, процесс изнашивания был более энергоёмким, что способствовало снижению скорости эрозии по сравнению с образцом № 1.

Полученные результаты показывают, что эрозионная стойкость наплавки, полученной с применением порошковой ленты ПЛ АН-111, может варьироваться в значительных пределах в зависимости от удаления от поверхности валика. Измельчение микроструктурных составляющих способствует росту износостойкости за счет повышения энергоёмкости изнашивания поверхности. Негативным фактором, снижающим эрозионную стойкость наплавки, является присутствие в ее структуре пластинчатого графита, играющего роль концентраторов напряжений и облегчающих развитие микротрещин в матричных участках и карбидных включениях. Для повышения долговечности наплавленного слоя следует обеспечивать измельчение первичных кар-

бидов хрома и устранение графитной составляющей, что может быть обеспечено ускорением кристаллизации, либо корректировкой химического состава наплавляемого металла.

Выводы

1. Наплавка, полученная с применением порошковой ленты ПЛ АН-111, обладает градиентной по сечению микроструктурой, изменяющейся от доэвтектической в зоне сплавления с основной до заэвтектической с крупными столбчатыми карбидами M_7C_3 у поверхности валика. Матричные межкарбидные прослойки (аустенит) имеют неоднородное строение. В большей части сечения валика присутствуют включения пластинчатого графита.

2. Слой наплавки, залегающий на половине высоты валика, обладает более высокой (в 1,57 раза) эрозионной стойкостью по сравнению с поверхностью валика, что связано с более мелкими карбидными и графитными включениями.

3. Эрозионное изнашивание наплавки протекает по механизму глубокого растрескивания первичных карбидов вследствие пластического оттеснения матрицы под ударами абразивных частиц с последующим выкрашиванием отколовшихся фрагментов с поверхности. Уменьшение размеров карбидов приводит к тому, что их разрушение протекает в непосредственной близости к поверхности, что повышает энергоёмкость изнашивания и, соответственно, износостойкость металла.

Список литературы

1. Чигарев В. В. Порошковые ленты для наплавки / В. В. Чигарев, А. Г. Белик // Свароч. пр-во. – 2011. – № 8. – С. 38–44.
2. Ворончук А. П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки / А. П. Ворончук // Автоматическая сварка. – 2014. – № 6–7. – С. 75–78.
3. Жудра А. П. Наплавочные порошковые ленты / А. П. Жудра, А. П. Ворончук // Автоматическая сварка. – 2012. – № 1. – С. 39–44.
4. Белик А. Г. Особенности микроструктуры хромо-никелевого покрытия, наплавленного порошковой лентой ПЛ АН-111 с 50 %-м перекрытием / А. Г. Белик, Б. В. Ефременко, С. Л. Макуров // Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. – 2017. – № 2 (68). – С. 120–130.
5. Чигарев В. В. Износостойкая наплавка порошковой лентой / В. В. Чигарев, А. Г. Белик, Т. Н. Филиппенко // Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – Миколаїв, 2009. – № 3(426). – С. 168–175.
6. Zhang Y. Erosive wear performance of heat treated multi-component cast iron containing Cr, V, Mn and Ni eroded by alumina spheres at elevated temperatures / Y. Zhang, K. Shimizu, X. Yaer end etc. // Wear. – 2017. – Vol. 390–391. – P. 135–145.
7. Shimizu K. Erosive wear properties of high V-Cr-Ni stainless spheroidal carbides cast iron at high temperature / K. Shimizu, T. Naruse, Y. Ximba end etc. // Wear. – 2009. – Vol. 267. – P. 104–109.

8. Sha L. Growth characteristics of primary M_7C_3 carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy / L. Sha, Z. Yefei, X. Xiaolei

and etc. // Science Reports. – 2016. – Vol. 6 (32941). – P. 1–8.

Одержано 15.12.2017

Сфременко Б.В., Білик О.Г. Вплив мікроструктури на абразивно-ерозійну стійкість високовуглецевої хромо-нікелевої наплавки

Представлені результати дослідження ерозійної стійкості при 500 °C Cr-Ni-C-Fe наплавки, отриманої з використанням порошкової стрічки ПЛ АН-111. Показано, що зносостійкість змінюється по висоті валика; це пов'язано з градієнтною мікроструктурою, яка поєднує аустеніт, карбіди M_7C_3 та пластинчастий графіт. Установлено, що наплавка зношується за механізмом викришування карбідів, при цьому подрібнення карбідів і графіту в міру віддалення від поверхні валика забезпечує 1,6-кратне підвищення ерозійної стійкості наплавки.

Ключові слова: наплавка, високотемпературна ерозія, карбіди, графіт, зносостійкість.

Efremenko B., Belik A. Effect of microstructure on abrasion-erosion resistance of high-carbon chromium-nickel cladding

The results of erosion resistance studier at 500 °C of Cr-Ni-C-Fe cladding obtained using an AN-111 powder tape are presented. It is shown that the wear resistance of cladding varies along the height of the roller, which is associated with a gradient microstructure that combines austenite, carbides M_7C_3 , and plate graphite. It has been established that cladding was worn through the mechanism of cracking of carbides, while refining the carbide and graphite particles as the distance from the surface of the roller provides a 1.6-fold increase in the erosion resistance of the weld metal.

Key words: surfacing, high-temperature erosion, carbides, graphite, wear resistance.
