ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ХРОМИСТОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ ПП12Х15*

Е. Н. ЕРЕМИН, д-р техн. наук, профессор, заведующий кафедрой машиностроения и материаловедения, weld_techn@mail.ru; А. С. ЛОСЕВ, старший преподаватель кафедры машиностроения и материаловедения; С. А. БОРОДИХИН, аспирант кафедры машиностроения и материаловедения; И. А. ПОНОМАРЕВ, аспирант кафедры машиностроения и материаловедения (Омский государственный технический университет, Россия, г. Омск)

Аннотация. Для поверхностного упрочнения большой номенклатуры деталей машиностроительного назначения применяется наплавка материалами на основе железохромовой стали, обеспечивающими получение металла покрытий с высокой прочностью и коррозионной стойкостью. На их основе разработаны порошковые наплавочные проволоки, содержащие 13–17 % Cr. В то же время исследованиям износостойкости металла, наплавленного такими проволоками, уделяется недостаточное внимание. Исследованы структурные особенности, износостойкость и характеристики поверхности трения металла, наплавленного порошковой проволокой ПП12Х15. Металлографические и дуromетрические исследования показали, что такой металл имеет феррито-мартенситную структуру с твердостью 408–429 HV, а также δ -феррит и карбиды, твердость которых составляет 358–376 HV и 551–609 HV соответственно. Установлено, что массовый износ такого металла составляет 0,0075 г/м, линейный износ — 0,0235 мм/м, а коэффициент трения — 0,464. После фрикционного нагружения для топографии поверхности характерен бороздчатый с глубинными вырывами рельеф поверхности износа с присутствием как мелких, так и крупных частиц продуктов изнашивания. Покрытие ПП12Х15 с его относительно низкой твердостью не обладает достаточным сопротивлением внедрению вершин микронеровностей контртела, что способствует высокой интенсивности изнашивания и повышенному коэффициенту трения за счет увеличенного числа очагов микросхватывания. Для микроструктуры поверхностных слоев после изнашивания характерна высокая степень фрагментации исследуемого материала за счет формирования полос скольжения, характеризующихся регулярным расположением дипольных дислокационных скоплений. Фрикционное нагружение превращает эти полосы в очаги локализованной деформации в виде мезаполос и приводит к селективному выбросу продуктов разрушения из зоны контакта. Механизм изнашивания металла, наплавленного порошковой проволокой ПП12Х15, обусловлен наличием карбидов хрома, являющихся препятствием для скольжения дислокаций в условиях пластического деформирования поверхности при трении.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, структура, карбиды, твердость, износостойкость, поверхностный слой.

Ссылка для цитирования: Еремин Е.Н., Лосев А.С., Бородихин С.А., Пономарев И.А. Особенности изнашивания металла, наплавленного хромистой порошковой проволокой ПП12Х15 // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2020. Т. 76. № 4. С. 396–402.

Doi: 10.32339/0135-5910-2020-4-396-402

PECULIARITIES OF WEAR RESISTANCE OF METAL DEPOSITED BY CHROMIC FLUX-CORED WIRE ПП12Х15

E. N. EREMIN, HD (Tech.), Prof., Head of Dpt. of Engineering and Materials Science, weld_techn@mail.ru; A. S. LOSEV, Sen. lecturer, Dpt. of Engineering and Materials Science; S. A. BORODIKHIN, postgraduate, Dpt. of Engineering and Materials Science; I. A. PONOMAREV, postgraduate, Dpt. of Engineering and Materials Science (Omsk State Technical University, Russia, Omsk)

Abstract. For surface hardening of a large range of engineering parts, surfacing is used with materials based on iron-chromium steel, which provide metal coatings with high strength and corrosion resistance. Based on them, flux-cored surfacing wires containing 13–17% chromium have been developed. At that, insufficient attention is paid to studies of the wear resistance of metal deposited by such wires. The structural features, wear resistance, and characteristics of the friction surface of the metal deposited by flux-cored wire ПП12Х15 were investigated. Metallographic and durometric studies have shown that such a metal has a ferritic-martensitic structure with a hardness of 408–429 HV, as well as the presence of δ -ferrite and carbides in it, whose hardness is 358–

*Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-19-01224).

376 HV and 551–609 HV. It was found that the mass wear of such a metal was 0.00753 g/m, the linear wear was 0.0235 mm/m, and the friction coefficient was 0.464. After friction loading, the topography of the surface was characterized by a grooved surface with deep tears, the relief of the wear surface with the presence of both small and large particles of wear products. The ПП12Х15 coating with its relatively low hardness does not have sufficient resistance to the introduction of counter-microroughness vertices, which contributes to high wear rate and an increased friction coefficient due to the increased number of microcritical foci. For the microstructure of the surface layers after wear, a high degree of fragmentation of the investigated material was noted due to the formation of slip bands, characterized by a regular arrangement of dipole dislocation clusters. Friction loading turns these bands into foci of localized deformation in the form of mesa bands and leads to selective ejection of fracture products from the contact zone. The wear mechanism of metal deposited by a flux-cored wire ПП12Х15 was due to the presence of chromium carbides, which act as obstacles for the sliding of dislocations under conditions of plastic deformation of the surface during friction.

Key words: surfacing, flux-cored wire, structure, carbides, hardness, wear resistance, surface layer.

For citation: Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Ponomarev I.A. Peculiarities of wear resistance of metal deposited by chromic flux-cored wire ПП12Х15. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi i ekonomicheskoi informatsii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2020, vol. 76, no. 4, pp. 396–402. (In Russ.).

Doi: 10.32339/0135-5910-2020-4-396-402

Поверхностное упрочнение сравнительно дешевых сталей, используемых для изготовления деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях эксплуатации, находит широкое распространение. Одним из методов, активно развивающихся в настоящее время, является наплавка рабочих поверхностей порошковыми проволоками.

Значительная номенклатура деталей различных производств изготавливается из нержавеющей хромистой сталей, сочетающих в себе достаточно высокую прочность и коррозионную стойкость [1]. Такие стали используются также в качестве наплавочных материалов для получения покрытий на детали широкого круга назначения. На их основе разработаны порошковые наплавочные проволоки, содержащие 13–17 % Cr [2–5]. В то же время исследованиям износостойкости металла, наплавленного такими проволоками, уделяется недостаточное внимание.

Изучение процессов разрушения приповерхностных слоев при фрикционном взаимодействии поверхностей является основной проблемой триботехники [6]. Ее решение зависит от знания закономерностей протекания процессов пластической деформации, упрочнения и разрушения локальных объектов контактирующих поверхностей.

В связи с этим большое значение имеют прямые экспериментальные исследования структуры и свойств поверхностных слоев на различных этапах фрикционного нагружения и сопоставление полученных результатов с кинетическими закономерностями прочностных и фрикционных характеристик.

Исходя из вышеизложенного в работе изучались структурные превращения при изнашивании, фрикционное упрочнение и основные три-

бологические свойства металла, наплавленного хромистой порошковой проволокой.

В качестве объекта исследования выбрана хромистая сталь, полученная наплавкой порошковой проволокой ПП12Х15. Наплавку производили в среде инертного газа (аргона) неплавящимся вольфрамовым электродом по режиму: ток наплавки — 55–60 А; расход защитного газа — 5–7 л/мин, диаметр проволоки — 2,4 мм.

Твердость наплавленного металла измеряли по методу Роквелла на приборе ТК-2, а микротвердость структурных составляющих определяли по методу Виккерса на микротвердомере Shimadzu HNV-2 при нагрузках 10 и 50 г.

Металлографическое исследование проводили на оптическом микроскопе Axio Observer A1m (Carl Zeiss). Микроструктуру выявляли химическим травлением в реактиве состава: CuSO_4 — 4 г; HCl — 20 мл; H_2O — 20 мл.

Содержание основных легирующих элементов в исследуемом наплавленном металле определяли на оптико-эмиссионном спектрометре “Искролайн 300”. Содержание углерода и серы в металле определяли методом инфракрасной спектроскопии путем сжигания пробы при температуре 1350 °С в атмосфере кислорода с использованием анализатора МЕТАВАК-CS30. В качестве пробы использовали металлическую стружку массой 500–650 мг, точность определения углерода и серы составляла 0,001 %. Содержание азота в металле определяли методом плавления пробы при температуре 2500 °С в атмосфере гелия с использованием анализатора МЕТАВАК-AK. В качестве пробы использовали кусочек металла массой 400–450 мг, точность определения азота составляла 0,0001 %.

Испытания в условиях адгезионного изнашивания пар металл–металл осуществляли при

трении скольжения без смазки по схеме палец – вращающийся диск (контртело) на машине трения УМТ-2168. На диск производилась кольцевая наплавка покрытым электродом ОК Weartrode 55 HD (70X10ГC), обеспечивающим твердость металла покрытия 56–59 HRC. Испытание на износ проводили при нагрузке $F = 0,75$ кН, частоте вращения диска контртела 100 об/мин. Во время испытаний исследуемые образцы были неподвижны. После каждых 300 оборотов диска производили взвешивание образцов, т. е. время одного цикла составляло 3 мин, а путь трения образца (пальца) — 113 м. Испытание одного из составов проводили до тех пор, пока величина износа, равная изменению длины образца, не превышала 4–5 мм.

Электронно-микроскопическое исследование проводили на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV с приставкой Inca-350 энергодисперсионного анализа.

Установлено, что значения твердости металла, наплавленного порошковой проволокой ПП12Х15, находятся в пределах 35–38 HRC, химический состав которого приведен в табл. 1.

ТАБЛИЦА 1. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ МЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО НАПЛАВКОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ ПП12Х15, %

TABLE 1. CHEMICAL COMPOSITION OF THE METAL OBTAINED BY SURFACING BY FLUX-CORED WIRE ПП12Х15, %

C	N	Cr	Si	S	P	Fe
0,117–0,125	0,0093–0,0121	14,89–15,42	0,11–0,19	0,019–0,022	0,0114–0,0142	Ост.

Металлографическое исследование показало, что такой металл имеет феррито-мартенситную структуру. По границам зерен наблюдаются вы-

деления упрочняющих фаз. Результаты исследования микротвердости структурных составляющих такого металла, приведенные на рис. 1, показывают наличие в феррито-мартенситной матрице δ -феррита и карбидов. Твердость матрицы невысока и составляет 408–429 HV. Твердость δ -феррита еще меньше — 358–376 HV, а карбидов — 551–609 HV (табл. 2). Результаты качественного энергодисперсионного анализа, выполненного методом растровой электронной микроскопии, приведены на рис. 2.

Рис. 1. Микроструктура и области замеров микротвердости структурных составляющих наплавленного металла

Fig. 1. Microstructure and microhardness measurement areas of the structural components of the deposited metal

ТАБЛИЦА 2. МИКРОТВЕРДОСТЬ $HV_{0,1}^*$ И $HV_{0,05}$ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

TABLE 2. MICROHARDNESS OF $HV_{0,01}^*$ AND $HV_{0,05}$ OF STRUCTURAL COMPONENTS OF DEPOSITED METAL

Номер укола					
1	2*	3*	4*	5	6*
408	376	358	551	429	609

ТАБЛИЦА 3. ИЗМЕНЕНИЕ МАССЫ ОБРАЗЦОВ С ОБОЙМАМИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ИСПЫТАНИЙ, г

TABLE 3. CHANGE OF WEIGHT OF SAMPLES WITH CLAMPS AS A RESULT OF TESTS, gr.

Путь трения S, м	Образец 1	Образец 2	Образец 3	Среднее значение
0	20,0266	20,3818	20,4272	20,2785
0–113	19,0616	19,2436	19,4411	19,2488
0–226	18,4173	18,5328	18,7741	18,5747

Полученные данные показывают, что основой упрочнения такого металла является наличие карбидов хрома типа Cr_7C_3 (см. рис. 2).

Результаты испытаний на адгезионное изнашивание металла, полученного наплавкой порошковой проволокой ПП12Х15, приведены в табл. 2–5 и на рис. 3.

Рис. 2. Результаты сканирования структуры наплавленного покрытия, полученного порошковой проволокой ПП12Х15: I — изображение сканируемой микроструктуры; II–IV — концентрационные спектрограммы распределения элементов вдоль линии сканирования

Fig. 2. The results of scanning the structure of the deposited coating obtained by the flux-cored wire ПП12Х15: I — an image of the scanned microstructure; II–IV — concentration spectrograms of the distribution of elements along the scan line

ТАБЛИЦА 4. МАССОВЫЙ ИЗНОС ОБРАЗЦОВ, г

TABLE 4. MASS WEAR OF SAMPLES, gr.

Путь трения S, м	Образец 1	Образец 2	Образец 3	Среднее значение	Относительный износ, г/м
0	0,9650	1,1382	0,9861	1,0298	0,0091
113–226	0,6443	0,7108	0,6670	0,6740	0,0060
0–226	1,6093	1,849	1,6531	1,7038	0,0075

ТАБЛИЦА 5. ИЗМЕНЕНИЕ ПО ДЛИНЕ ОБРАЗЦА МЕТАЛЛА, мм

TABLE 5. CHANGE IN LENGTH OF METAL SAMPLE, mm

Путь трения S, м	Образец 1	Образец 2	Образец 3	Среднее значение
0	18,1	18,03	18,06	18,06
226	12,63	13,15	12,44	12,74
Износ по длине образцов, мм				
0–226	5,47	4,88	5,62	5,32

Рис. 3. Изменение момента трения наплавленного металла в зависимости от пути трения

Fig. 3. Change in the friction moment of the deposited metal depending on the friction path

Массы исследуемых образцов с обоймами до и после испытаний приведены в табл. 3, а их массовый износ и уменьшение длины — в табл. 4 и 5. Основные трибологические свойства наплавленного металла ПП12Х15 даны в табл. 6.

ТАБЛИЦА 6. ИЗМЕНЕНИЕ МОМЕНТА ТРЕНИЯ И КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ МЕТАЛЛА ПП12Х15

TABLE 6. CHANGE OF THE FRICTION MOMENT AND THE FRICTION COEFFICIENT OF METAL PP12X15

Путь трения S, м	Среднее значение момента трения, Н·м	Коэффициент трения
0	23,709	0,504
113–226	19,601	0,423
0–226	21,634	0,464

Покрытие характеризуется относительно невысокой износостойкостью. Такой металл выдержал всего 600 оборотов при пути трения 226 м.

Средний массовый износ образцов уже после 300 оборотов (для пути трения 113 м) составляет 1,029 г. После 600 оборотов (для пути трения 226 м) массовый износ составил уже 1,70 г, при этом износ по длине достиг 5,33 мм, что сопоставимо с длиной наплавленной части пальца. Среднее значение относительного износа за испытание составило 0,0075 г/м. Массовый износ для пути трения в 113 м составил 0,674 г. Среднее значение линейного износа за испытание составило 0,0235 мм/м. В результате испытаний момент трения упал с 23,709 Н·м (для пути трения 113 м) до 19,601 Н·м (для пути трения 226 м). Среднее значение момента трения за путь трения 226 м составило 21,634 Н·м. Коэффициент трения упал с 0,504 (для пути трения 113 м) до 0,423 (для пути трения 226 м), а среднее значение при испытаниях составило 0,464.

На рис. 3 представлена зависимость момента трения от числа оборотов (пути трения). На приведенной зависимости отмечается поэтапное изменение момента трения. На первом этапе наблюдается монотонный подъем осциллирующей кривой до максимального значения в 37 Н·м, при котором достигается критический уровень упругой энергии деформации (точка А). В ряде работ это связывают с плотностью дислокаций [7, 8]. Максимальный уровень прочностных характеристик в конце этого этапа нагружения, по видимому, имеющий своим конечным результатом достаточное диспергирование и охрупчивание материала, является первопричиной глубокого срыва монотонно возрастающей цикличности. Эти срывы характеризуют следующие этапы протекания процессов упрочнения и разрушения поверхностных слоев. После достижения макси-

мального диспергирования в 42 Н·м (точка В) наблюдаются спады до 7 Н·м (точка В), соответствующие по времени минимумам интенсивности изнашивания существенно меньших по значению пиков изнашивания в приработочный период, обуславливающие монотонное снижение осциллирующей кривой. Флуктуации кривой момента трения вызваны воздействием частиц разрушенного слоя и повторными циклами прилипания – отрыва между контактирующими пальцем и диском.

Дополнительную информацию о процессах разрушения поверхностного слоя дает анализ его топографии (рис. 4).

Рис. 4. Торец образца наплавленного металла после испытания на износ

Fig. 4. Butt of the deposited metal sample after wear test

Для образцов, прошедших испытание, в большей мере характерен бороздчатый с глубинными вырывами рельеф поверхности износа с присутствием как мелких, так и крупных частиц продуктов изнашивания. Наличие борозд и следов вырывов свидетельствует о протекании процессов адгезионного схватывания контактирующих поверхностей, сопровождающихся их задирами и заеданием.

Наличие таких поверхностных выступов, бороздок и присутствие в них продуктов износа обуславливает абразивный износ и повышает коэффициент трения. Покрытие ПП12Х15 с его относительно низкой твердостью не обладает достаточным сопротивлением внедрению вершин микронеровностей контртела, что способствует высокой интенсивности изнашивания и повышению коэффициенту трения за счет увеличенного числа очагов микросхватывания.

Определяющим фактором разрушения при трении является формирование фрагментированного слоя, охватывающего со временем нагружения более глубокие объемы — до десятков микрон [9]. Длительное фрикционное нагружение приводит к прогрессирующему разрыхлению поверхностного слоя металла, связанному с возрастанием числа очагов разрушения [10]. На стадии максимального диспергирования это разрыхление охватывает более глубокие слои и в сочетании с развитой хрупкостью обуславливает резкое возрастание отслаивающейся массы материала в виде целого слоя. Разрушение этого поверхностного слоя и обуславливает изнашивание металла, которое наблюдается уже после 600 оборотов, т. е. после 226 м пути трения.

Для сопоставления результатов трибологических испытаний с микростроением поверхностных слоев при трении были проведены электронно-микроскопические исследования топографии образцов на характерных участках нагружения. Отмечается высокая степень фрагментации исследуемого материала за счет формирования полос скольжения (рис. 5).

Микроструктура формирования этих полос скольжения характеризуется регулярным расположением дипольных дислокационных скоплений. Нагружение превращает эти полосы в очаги локализованной деформации в виде мезаполос. Этот процесс приобретает лавинообразный характер и приводит к селективным выбросам продуктов разрушения из зоны фрикционного контакта (рис. 6).

Локальный характер разрушения проявляется сколом по границам элементов субструктуры. Разрушение поверхностных слоев характеризуется как глобальная потеря сдвиговой устойчивости поверхностного слоя после зарождения и

движения мезаполос локализованной пластической деформацией, что и обуславливает изнашивание такого материала уже на малых путях трения.

Рис. 5. Общий вид поверхности износа наплавленного металла

Fig. 5. General view of the wear surface of the deposited metal

Рис. 6. Продукты разрушения в зоне фрикционного контакта

Fig. 6. Fracture products in the friction contact zone

Выводы

По результатам проведенной работы установлено, что механизм изнашивания металла, наплавленного порошковой проволокой ПП12Х15, обусловлен наличием карбидов хро-

ма, являющихся препятствием для скольжения дислокаций в условиях пластического деформирования поверхности при трении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бородулин Г.М., Мишкевич Е.И. Нержавеющая сталь. — М.: Металлургия, 1973. — 319 с.
2. Наплавочные материалы стран-членов СЭВ: каталог / Под ред. И.И. Фрумина. — Киев, М.: ВИНТИ, 1979. — 620 с.
3. Степин В.С., Старченко Е.Г., Волобуев Ю.С., Егоров М.Ю. Современные наплавочные материалы для уплотнительных поверхностей арматуры АЭС и ТЭС // Арматуростроение. 2006. № 2. С. 55, 56.
4. Еремин А.Е., Еремин Е.Н., Филиппов Ю.О. и др. Структура и свойства высокохромистого металла запорной арматуры, наплавленного серийно выпускаемыми сварочными проволоками // Омский научный вестник. 2014. № 1 (127). С. 55–58.
5. Еремин Е.Н., Лосев А.С., Бородихин С.А. и др. Влияние термической обработки на структуру и свойства покрытий на основе мартенситной хромистой стали, полученных наплавкой порошковой проволокой // Омский научный вестник. Сер. Авиационно-ракетное и энергетическое машиностроение. 2017. Т. 1. № 2. С. 41–48.
6. Bhushan B. Principles and Applications of Tribology. Second Edition. — John Wiley & Sons, 2013. — 980 p. doi: 10.1002/9781118403020.
7. Pinchuk V.G., Korotkevich S.V. Physical patterns of dislocation structure kinetics in friction loaded surface layers // Global Journal For Research Analysis. 2015. V. 4. № 5. P. 255–257.
8. Hirth I.P., Rigney D.A. The application of dislocation concepts in friction and wear // Dislocations in Solids / Edited by F.R.N. Nsbarro. 1983. V. 6. C. 25. P. 3–54.
9. Panin V., Kolubaev A., Tarasov S., Popov V. Subsurface layer formation during sliding friction // Wear. 2002. V. 249. P. 860–867.
10. Tarasov S., Kolubaev A. Effect of friction on subsurface layer microstructure in friction and martensitic steels // Wear. 1999. V. 231. P. 228–234.

Поступила 12 февраля 2020 г.

REFERENCES

1. Borodulin G.M., Mishkevich E.I. *Nerzhaveyushchaya stal'* [Stainless steel]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 319 p. (In Russ.).
2. *Naplavochnye materialy stran-chlenov SEV: katalog* [Surfacing materials of the CMEA member countries: catalog]. Frumin I.I. ed. Kiev, Moscow: VINITI, 1979, 620 p. (In Russ.).
3. Stepin V.S., Starchenko E.G., Volobuev Yu.S., Egorov M.Yu. Modern surfacing materials for sealing surfaces of valves of nuclear power plants and thermal power plants. *Armaturostroenie*, 2006, no. 2, pp. 55, 56. (In Russ.).
4. Eremin A.E., Eremin E.N., Filippov Yu.O., Matalasova A.E., Kats V.S. Structure and properties of high-chromium metal shut-off valves deposited by commercially available welding wires. *Omskii nauchnyi vestnik*, 2014, no. 1 (127), pp. 55–58. (In Russ.).
5. Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Filippov Yu.O., Ponomarev I.A., Matalasova A.E. The influence of heat treatment on the structure and properties of coatings based on martensitic chromium steel, obtained by flux-cored wire surfacing. *Omskii nauchnyi vestnik. Ser. Aviatcionno-raketnoe i energeticheskoe mashinostroenie*, 2017, vol. 1, no. 2, pp. 41–48. (In Russ.).
6. Bhushan B. Principles and Applications of Tribology. Second Edition. John Wiley & Sons, 2013, 980 p. doi: 10.1002/9781118403020.
7. Pinchuk V.G., Korotkevich S.V. Physical patterns of dislocation structure kinetics in friction loaded surface layers. *Global Journal for Research Analysis*, 2015, vol. 4, no. 5, pp. 255–257.
8. Hirth I.P., Rigney D.A. The application of dislocation concepts in friction and wear. *Dislocations in Solids*. F.R.N. Nsbarro ed., 1983, vol. 6, chap. 25, pp. 3–54.
9. Panin V., Kolubaev A., Tarasov S., Popov V. Subsurface layer formation during sliding friction. *Wear*, 2002, vol. 249, pp. 860–867.
10. Tarasov S., Kolubaev A. Effect of friction on subsurface layer microstructure in friction and martensitic steels. *Wear*, 1999, vol. 231, pp. 228–234.

Received February 12, 2020