

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СОСТАВА ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК СИСТЕМЫ C – Si – Mn – Cr – W – V С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ*

*Козырев Н.А., д.т.н., проф., заведующий кафедрой материаловедения,
литейного и сварочного производства (kozzyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)*

*Кибко Н.В., к.т.н., ст. преподаватель кафедры материаловедения,
литейного и сварочного производства (krivicheva_nv@mail.ru)*

Уманский А.А., к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов (umanski@bk.ru)

*Титов Д.А., аспирант кафедры материаловедения,
литейного и сварочного производства (titov.dima@mail.ru)*

*Бащенко Л.П., к.т.н., ведущий редактор журнала
«Известия вузов. Черная металлургия» (luda.baschenko@gmail.com)*

Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Проведенными лабораторными исследованиями влияния состава порошковой проволоки на свойства наплавленного слоя стальных образцов показано, что ввод в состав порошковой проволоки марки 35В9ХЗСФ углеродфторсодержащего материала взамен аморфного графита приводит к снижению пористости наплавленного слоя и уменьшает количество содержащихся в нем неметаллических включений, в том числе строчечных оксидных включений и недеформируемых силикатов. На основании статистической обработки экспериментальных данных получена зависимость твердости наплавленного слоя от углеродного эквивалента используемой порошковой проволоки марки 35В9ХЗСФ. В результате обобщения экспериментальных данных установлено влияние повышения углеродного эквивалента порошковой проволоки 35В9ХЗСФ на увеличение показателей твердости наплавленного слоя, в том числе средней твердости поверхности и микротвердости мартенсита. При увеличении углеродного эквивалента, рассчитанного по формуле, предложенной институтом электросварки им. Е.О. Патона, твердость наплавленного слоя линейно возрастает.

Ключевые слова: упрочнение, порошковая проволока, термическая выносливость, наплавка, прокатные валки, микроструктура, оксидные неметаллические включения, пористость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-806-813

Для упрочнения валков горячей прокатки в настоящее время широко используется порошковая проволока марки ПП-Нп-35В9ХЗСФ (по ГОСТ 26101 – 84) [1 – 5]. Наплавленный металл обладает высокой стойкостью против истирания при повышенных температурах, однако его термическая выносливость относительно невысока, поэтому валки достаточно часто выходят из строя [6 – 9].

По данным исследований [10] термическая стойкость валков, наплавленных проволокой ПП-Нп-35В9ХЗСФ, практически в три раза ниже данного показателя для проволоки марки 25Х5ФМС (70 и 200 циклов соответственно).

В связи с этим проводятся работы по совершенствованию составов порошковых проволок на базе

системы легирования C – Si – Mn – Cr – W – V. Так, ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» разработаны порошковые проволоки марок ВЕЛТЕК-Н500РМ, ВЕЛТЕК-Н505РМ, ВЕЛТЕК-Н550РМ, использование которых позволило одновременно добиться повышения трещиностойкости и износостойкости [10]. Наилучшие характеристики относительно использования проволоки ПП-Нп-35В9ХЗСФ получены при наплавке проволокой марки ВЕЛТЕК-Н505РМ: зафиксировано увеличение трещиностойкости в два раза, при этом износостойкость повысилась в 1,3 раза. Структура металла, наплавленного ВЕЛТЕК-Н505РМ, представляет собой смесь троостита и мартенсита с выделением по границам зерен тонких аустенитных оторочек, при этом на границах зерен формируются в незначительном количестве включения карбидной эвтектики [10].

Для определения влияния состава порошковых проволок системы легирования C – Si – Mn – Cr – W – V на показатели стойкости наплавленных прокатных валков

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к.

При испытании, исследовании и измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

проведены исследования [11]. В лабораторных условиях изготовлены образцы порошковых проволок с введением углеродфторсодержащей пыли (отходы металлургического производства) со следующим химическим составом: 21 – 46 % Al_2O_3 ; 18 – 27 % F; 8 – 15 % Na_2O ; 0,4 – 6,0 % K_2O ; 0,7 – 2,3 % CaO; 0,5 – 2,5 % SiO_2 ; 2,1 – 3,3 % Fe_2O_3 ; 12,5 – 30,2 % $\text{C}_{\text{общ}}$; 0,07 – 0,90 % MnO; 0,06 – 0,90 % MgO; 0,09 – 0,19 % S; 0,10 – 0,18 % P (по массе). Углеродфторсодержащую пыль вводили взамен аморфного графита, учитывая ранее полученные данные о том, что углерод в составе углеродфторсодержащей добавки обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и шлаке, с образованием оксидов углерода [12, 13]. В состав ряда образцов проволоки вводили никель. Были изготовлены две партии образцов. При изготовлении первой партии в шихту вводили аморфный углерод, углеродфторсодержащую добавку и никель (0,29, 0,33 и 0,61 %) (см. таблицу, образцы 3 – 5). Вторая партия – образцы с использованием аморфного графита, углеродфторсодержащей пыли и никеля (0,38, 0,46 и 0,58 %) (см. таблицу, образцы 8 – 10). При этом изменяли концентрацию кремния, марганца, молибдена, вольфрама и ванадия.

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71.

Металлографический анализ осуществляли с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100 – 1000 после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 при увеличении 100. Балл мартенсита оценивали при сопоставлении структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенси-

та с данными табл. № 6 ГОСТ 8233 – 56. Определение длины игл мартенсита выполняли с помощью пакета прикладных программ Siams Photolab-700 для металлографических исследований. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778 – 70. Полированную поверхность изучали при увеличении 100 с помощью металлографического микроскопа ЛабоМет-1И.

Твердость определяли по методу Роквелла и Виккерса. Измерение твердости по Роквеллу осуществляли в соответствии с требованиями ГОСТ 9013 – 59. Для исследования свойств мартенсита определяли микротвердость структурных составляющих по Виккерсу в соответствии с требованиями ГОСТ 9450 – 76. Исследования проводили на цифровом микротвердомере модели HVS-1000 с автоматической поворотной головкой и цифровым отображением данных. Для каждого образца проводили десять измерений микротвердости мартенсита, выполняемые следующим образом: в поверхность предварительно протравленного металлографического шлифа вдавливали наконечник, имеющий форму четырехгранной алмазной пирамиды. Нагрузка составляла 1 Н. После снятия нагрузки определяли число твердости в соответствии с длинами диагоналей полученного отпечатка. Расчет числа твердости по Виккерсу и сохранение изображения с отпечатком были выполнены автоматически путем подключения CCD-камеры к компьютеру с платой видеозахвата и соответствующим программным обеспечением анализа изображений.

Металлографический анализ образцов, полученных с добавлением аморфного графита, показал, что их структура представляет собой мартенсит с остаточным аустенитом в межосевом пространстве (рис. 1, а, б).

Образец 1 (первая партия) имеет дендритную структуру, по телу зерен распределены точечные карбиды вольфрама и хрома (рис. 1, а).

Химический состав исследуемых образцов

Chemical composition of the investigated samples

Образец	Содержание, %, элемента										
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti
1	0,27	1,62	1,42	0,19	2,93	0,14	0,14	0,004	11,39	0,47	0,020
2	0,23	0,69	1,04	0,21	1,92	0,09	0,16	0,039	5,58	0,15	0,019
3	0,24	0,83	1,83	0,24	2,16	0,09	0,29	0,054	7,49	0,27	0,019
4	0,26	0,77	1,72	0,26	2,17	0,09	0,33	0,042	6,12	0,29	0,016
5	0,33	1,37	1,06	0,22	2,80	0,10	0,61	0,070	10,71	0,42	0,040
6	0,14	0,45	1,69	0,02	2,60	0,01	0,08	0,019	8,84	0,36	0,005
7	0,14	0,51	1,73	0,11	2,09	0,01	0,08	0,012	7,66	0,14	0,005
8	0,13	0,45	1,74	0,09	2,18	0,01	0,38	0,008	8,11	0,09	0,005
9	0,13	0,49	1,68	0,09	2,27	0,01	0,46	0,005	8,21	0,13	0,004
10	0,13	0,60	1,54	0,09	2,66	0,02	0,58	0,044	7,58	0,15	0,005

Примечание. Образцы 1, б изготовлены с добавлением графита аморфного, образцы 2, 7 – с добавлением углеродфторсодержащей пыли, образцы 3 – 5 и 8 – 10 – с добавлением углеродфторсодержащей пыли и никеля.

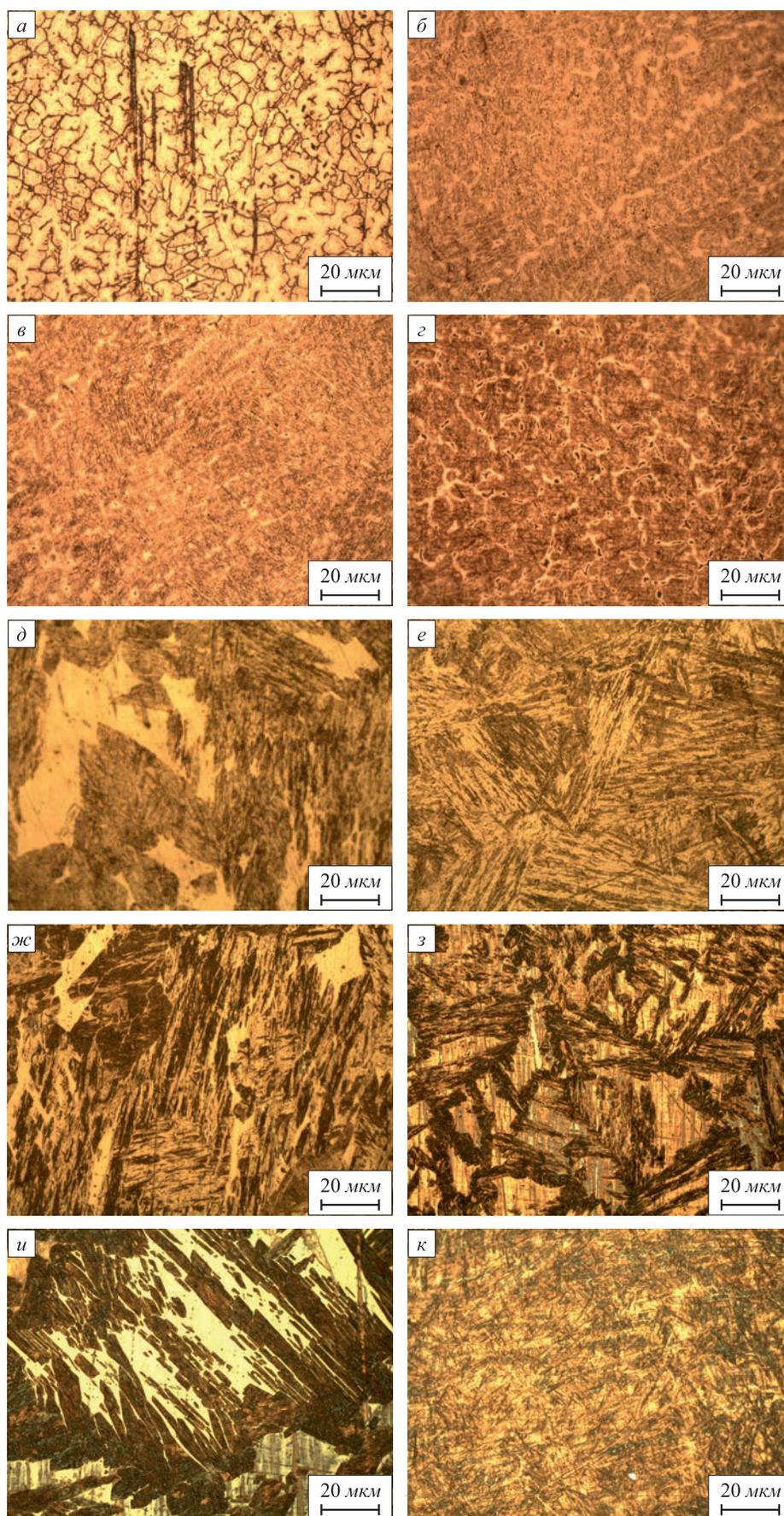


Рис. 1. Микроструктура исследуемых образцов 1 (а), 3 (б), 4 (в), 5 (г), 6 (д), 7 (е), 8 (ж), 9 (з, и), 10 (к)

Fig. 1. Microstructure of the samples 1 (a), 3 (b), 4 (v), 5 (z), 6 (d), 7 (e), 8 (zh), 9 (z, u), 10 (k)

В структуре образца 6 (вторая партия) наблюдается грубоигльчатый мартенсит (балл № 10), небольшое количество остаточного аустенита и точечные мелкодисперсные карбиды (рис. 1, б). Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 6 и № 7 (рис. 2). По всей поверхности шлифа наблюдается пористость, размер пор составляет 640 – 1077 мкм.

Использование углеродфторсодержащей добавки взамен аморфного углерода способствует снижению пористости, что отчетливо видно в результате сравнительного анализа образцов 6 (с аморфным графитом) и 7 (с углеродфторсодержащей добавкой). Наблюдаются микроструктурные изменения: в структуре образца 7 кроме крупноигльчатого мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита присутствует феррит в виде отдельной структурной составляющей и в некоторых областях в виде сетки, также наблюдаются карбиды дисперсного строения (рис. 1, е). Таким образом, использование углеродфторсодержащей добавки способствует появлению в структуре ферритной составляющей. Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 5 и № 4 (рис. 2).

Вследствие введения в состав проволоки углеродсодержащей добавки в структуре образца 2 наблюдается наличие игольчатого троостита и сформированных по границам зерен отдельных тонких аустенитных оторочек и присутствие незначительного количества мелкодисперсных включений карбидов.

Введение в состав проволоки никеля в количестве 0,29, 0,33 и 0,61 % не оказывает влияния на микроструктуру наплавленного слоя: структура образцов 3 – 5 аналогична структуре образца 2 и представляет собой игольчатый троостит с мартенситом и остаточный аустенит с незначительным количеством включений карбидов (рис. 1, б – з).

Добавление в состав шихты 0,38 и 0,46 % никеля (образцы 8 и 9) также практически не оказывает влияния на структурные составляющие стали 35В9Х3СФ. Структура исследуемых образцов представляет собой крупноигльчатый мартенсит (балл № 10), феррит в виде отдельной структурной составляющей и небольшое количество остаточного аустенита. К тому же наблюдаются точечные мелкодисперсные карбиды (рис. 1, ж, и). Размер зерен аустенита образца 8 по

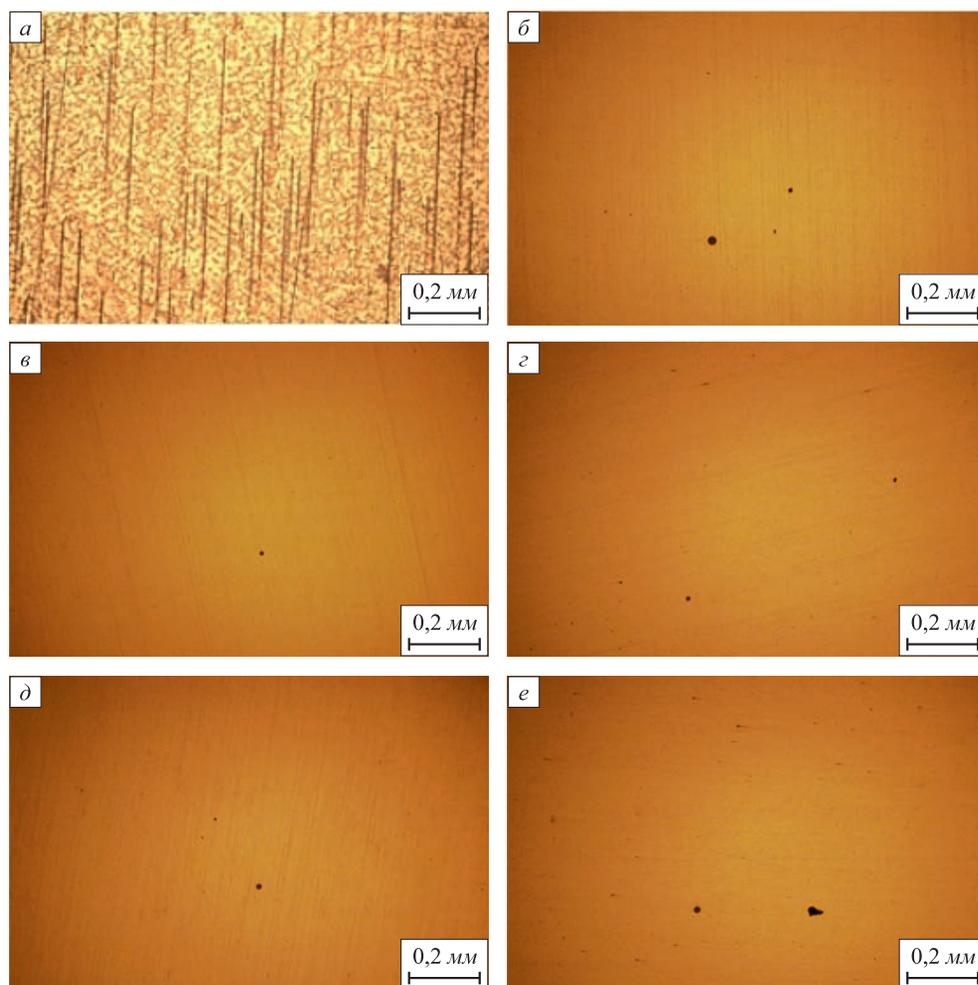


Рис. 2. Характер неметаллических включений в исследуемых образцах 1 (а), 6 (б), 7 (в), 8 (з), 9 (д), 10 (е)

Fig. 2. Nature of the nonmetallic inclusions in the samples 1 (a), 6 (b), 7 (v), 8 (z), 9 (d), 10 (e)

шкале зернистости соответствует № 5, № 6 и № 7, а для образца 9 размер зерна аустенита соответствует № 5 и № 6 (рис. 2).

Введение в состав проволоки большего (0,58 %) количества никеля (образец 10) способствует устранению ферритной составляющей. Структура состоит из крупноногчатого мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита с зернистостью № 6 и № 7 (рис. 2), присутствуют точечные мелкодисперсные карбиды (рис. 1, к). Мартенсит имеет более дисперсное строение по сравнению с остальными исследуемыми образцами, размер игл мартенсита составляет 7 – 42 мкм. В этом случае наблюдается снижение пористости.

При исследовании наплавленного слоя на наличие неметаллических включений установлено, что в образцах с добавкой аморфного графита наблюдается значительное количество строчечных кислородных включений (рис. 2, а), являющихся концентраторами напряжений и местами зарождения хрупких трещин, также обнаружены оксидные точечные включения (балл 2а и 1а) и силикаты недеформирующиеся (балл 1а) (рис. 2, б).

Установлено, что введение в состав шихты углеродфторсодержащей добавки взамен аморфного графита снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями: обеспечивает удаление значительного количества строчечных кислородных включений (образцы первой партии), устраняет силикаты недеформирующиеся и уменьшает балл загрязненности оксидами точечными с 2а до 1а (образцы второй партии) (рис. 2, в).

Микроструктурные изменения вследствие введения в состав шихты углеродфторсодержащей пыли и никеля сопровождаются изменением свойств наплавленного слоя. При этом следует учитывать, что на свойства стали 35В9Х3СФ значительное влияние оказывает углеродный эквивалент (C_3). В связи с этим для исследуемых образцов определяли углеродный эквивалент по трем различными формулам: по формуле, предложенной Международным институтом сварки (Европейский стандарт EN 1011-2:2001) (1), по формуле, предложенной институтом электросварки им. Е.О. Патона (2) и по формуле согласно Российскому стандарту ГОСТ 27772 – 88 (3) [14, 15]:

$$C_3 = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}; \quad (1)$$

$$C_3 = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{10} + \frac{V + Cu}{14}; \quad (2)$$

$$C_3 = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cu}{13} + \frac{V}{14} + \frac{P}{2}, \quad (3)$$

где C_3 – углеродный эквивалент, %; C, Si, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni, P – содержание элемента, %.

Результаты определения углеродного эквивалента в образцах порошковой проволоки марки 35В9Х3СФ, рассчитанные по разным зависимостям, представлены ниже:

Образец	C_{31}	C_{32}	C_{33}
1	1,23	1,25	1,24
2	0,85	0,88	0,86
3	1,08	1,09	1,07
4	1,09	1,10	1,08
5	1,23	1,25	1,21
6	1,02	0,99	0,99
7	0,89	0,89	0,89
8	0,90	0,92	0,90
9	0,92	0,94	0,91
10	0,99	1,02	0,98

Значения твердости наплавленного слоя образцов при использовании порошковой проволоки марки 35В9Х3СФ приведены ниже:

Образец	HRC
1	49,0/48,7/49,2
2	50,8/49,3/51,2
3	53,3/51,0/54,0
4	53,0/51,0/53,5
5	54,8/53,4/55,1
6	45,5/45,2/46,0
7	46,0/45,2/47,0
8	45,5/45,2/47,0
9	47,2/45,0/49,0
10	48,0/46,5/50,0

Примечание. Через косую приведены среднее, минимальное и максимальное значения.

Значения микротвердости мартенсита (μ_n) в структуре металла при наплавке порошковой проволокой 35В9Х3СФ и скорость истирания наплавленного слоя приведены ниже:

Образец	μ_n , HV	Скорость истирания, г/об.
6	471	0,00088
7	449	0,00052
8	464	0,00052
9	493	0,00065
10	547	0,00068

Полученные данные о твердости наплавленного слоя, микротвердости мартенсита и скорости истирания наплавленного слоя позволили сделать вывод о значимом влиянии углеродного эквивалента на показа-

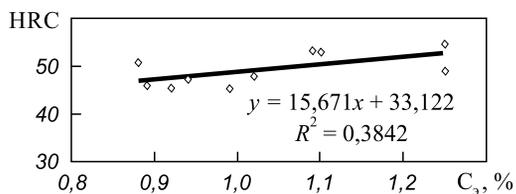


Рис. 3. Зависимость твердости наплавленного слоя от углеродного эквивалента используемой порошковой проволоки 35В9ХЗСФ

Fig. 3. Dependence of the deposited layer hardness on carbon equivalent of used 35V9Kh3SF flux-cored wire

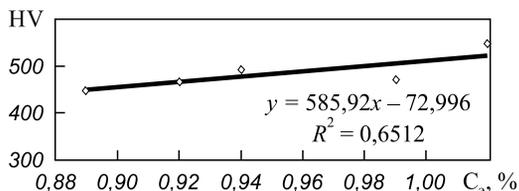


Рис. 4. Зависимость микротвердости мартенсита в структуре наплавленного слоя от углеродного эквивалента используемой порошковой проволоки 35В9ХЗСФ

Fig. 4. Dependence of the microhardness of martensite in the structure of the deposited layer on carbon equivalent of used 35V9H3SF flux-cored wire

тели твердости. Повышение углеродного эквивалента в порошковой проволоке марки 35В9ХЗСФ способствует увеличению как средних значений твердости наплавленной поверхности (рис. 3), так и увеличению твердости мартенсита в структуре наплавленного слоя (рис. 4). На рис. 3 и 4 приведены зависимости твердости от углеродного эквивалента, рассчитанные согласно рекомендациям института электросварки им. Е.О. Патона, поскольку в этом случае коэффициент детерминации имеет наибольшее значение.

Фотографии с отпечатком индентора при определении микротвердости показаны на рис. 5.

Выводы. Ввод в состав порошковой проволоки 35В9ХЗСФ углеродфторсодержащей пыли взамен аморфного графита приводит к снижению пористости наплавленного слоя и уменьшает количество содержащихся в нем неметаллических включений, в том числе строчечных оксидных включений и недеформируемых силикатов. В результате обобщения экспериментальных данных установлено влияние повышения углеродного эквивалента порошковой проволоки 35В9ХЗСФ на увеличение показателей твердости наплавленного слоя, в том числе средней твердости поверхности и микротвердости мартенсита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трайно А.И. Рациональные режимы эксплуатации и восстановления прокатных валков // Сталь. 2008. № 10. С. 86 – 91.
2. Шебаниц Э.Н., Омеляненко Н.И., Куракин Ю.Н., Матвиенко В.Н. Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки // Металлург. 2012. № 8. С. 72 – 75.

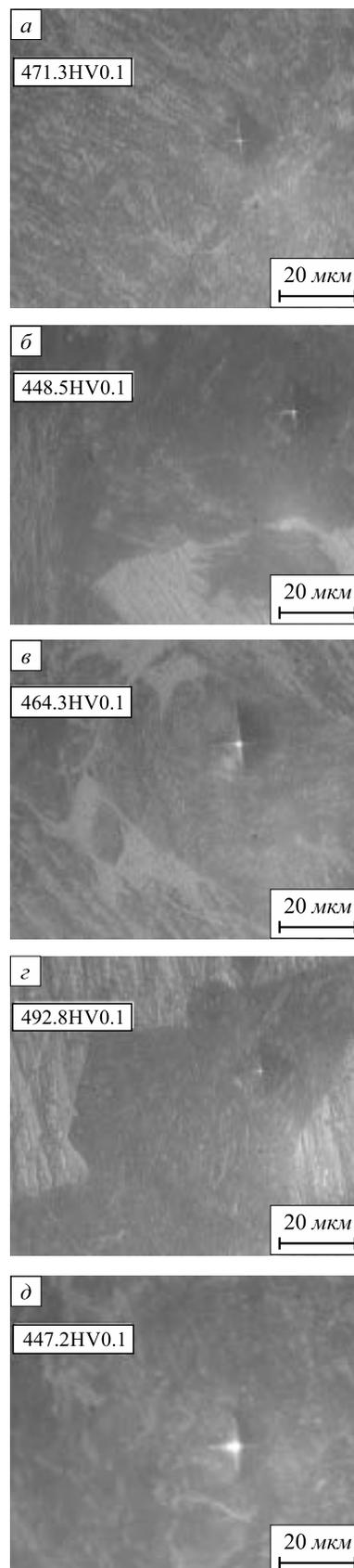


Рис. 5. Фото отпечатка индентора при определении микротвердости мартенсита в структуре исследуемых образцов 6 (а), 7 (б), 8 (в), 9 (г), 10 (д)

Fig. 5. The microhardness of martensite in structure of the investigated samples 6 (a), 7 (б), 8 (в), 9 (г), 10 (д)

3. Данилов Л.И., Скорохватов Н.Б., Соболев В.Ф. Увеличение срока службы опорных валков стана 2000 горячей прокатки полос в ОАО «Северсталь» // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2004. № 8. С. 68, 69.
4. Огарков Н.Н., Беляев А.И. Стойкость и качество прокатных валков. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ, 2008. – 131 с.
5. Матвиенко В.Н., Гулаков С.В., Роянов В.А. Восстановление наплавкой деталей металлургического оборудования в условиях ОАО «ММК им. Ильича» // Металл и литье Украины. 2005. № 7-8. С. 66 – 69.
6. Гулидов И.Н. Оборудование прокатных цехов: эксплуатация и надежность. – М.: Интермет инжиниринг, 2004. – 315 с.
7. Рябцев И.А., Кондратьев И.А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. – Киев: Экотехнология, 1999. – 64 с.
8. Кальянов В.Н., Новицкая А.В. Повышение долговечности прокатных валков наплавкой экономнолегированной сталью // Сварочное производство. 1997. № 10. С. 23 – 27.
9. Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Кусков Ю.М. Дуговая и электрошлаковая наплавка валков прокатных станов // Сварщик. 2004. № 1. С. 7 – 9.
10. Титаренко В.И., Голякевич А.А., Орлов Л.Н. и др. Восстановительная наплавка валков прокатных станов порошковой проволокой // Сварочное производство. 2013. № 7. С. 29 – 32.
11. Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н. и др. Изучение влияния введения в шихту для производства порошковой проволоки системы C – Si – Mn – Cr – W – V углеродфторсодержащей добавки и никеля // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 6. С. 31 – 33.
12. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В. и др. Исследование и разработка новых углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 4. С. 258 – 261.
13. Козырев Н.А., Крюков Н.Е., Крюков Р.Е. и др. Технологические аспекты использования углеродфторсодержащей добавки при сварке под флюсом // Сварочное производство. 2015. № 4. С. 43 – 47.
14. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 487 с.
15. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Альянс, 2013. – 528 с.

Поступила 13 января 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 806–813.

IMPROVING THE COMPOSITION OF FLUX-CORED WIRES OF C – Si – Mn – Cr – W – V SYSTEM IN ORDER TO INCREASE THE QUALITY AND PERFORMANCE OF THE DEPOSITED LAYER

*N.A. Kozыrev, N.V. Kibko, A.A. Umanskii, D.A. Titov,
L.P. Bashchenko*

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. Laboratory studies of influence of the flux-cored wire composition on properties of the deposited layer of steel samples shows that the introduction to the composition of flux-cored 35V9Kh3SF wire of the fluorine-carbon-containing material instead of amorphous graphite leads to a decrease in porosity of the deposited layer and reduces the amount of contained non-metallic inclusions, including stroke oxide inclusions and non-deformable silicates. On the basis of statistical processing of experimental data the dependence of the deposited layer hardness on the carbon equivalent of used flux-cored 35V9Kh3SF wire was determined. As a result of generalization of experimental data the influence of increasing carbon equivalent of flux-cored 35V9Kh3SF wire on the increase in of the deposited layer hardness, the average surface hardness and the microhardness of martensite was established. With increasing carbon equivalent, calculated according to the formula of the Paton Institute of Electric Welding, the deposited layer hardness increases linearly.

Keywords: surfacing, flux-cored wire, thermal endurance, built-up welding, rolls, microstructure, oxide non-metallic inclusions, porosity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-806-813

REFERENCES

1. Traino A.I. Rational roller operation and restoration. *Steel in Transition*. 2008, vol. 38, no. 10, pp. 871–875.
2. Shebanits E.N., Omel'yanenko N.I., Kurakin Yu.N., Matvienko V.N., Leshchinskii L.K., Dubinskii B.E., Stepnov K.K. Improving the fracture toughness and wear resistance of hardfaced hot-rolling-mill rolls. *Metallurgist*. 2012, vol. 56, no. 7–8, pp. 613–617.
3. Danilov L.I., Skorokhvatov N.B., Sobolev V.F. Increase of service life of counter rollers of 2000 rolling mill of hot strip rolling in JSC “Severstal”. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta “Chermetinformatsiya”*. 2004, no. 8, pp. 68–69. (In Russ.)
4. Ogarkov N.N., Belyaev A.I. *Stoikost' i kachestvo prokatnykh valkov* [Durability and quality of rolling mills]. Magnitogorsk: MG TU, 2008, 131 p. (In Russ.)
5. Matvienko V.N., Gulakov S.V., Royanov V.A. Reduction by welding of metallurgical equipment parts in the conditions of JSC “MМК named after Il'ich”. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2005, no. 7–8, pp. 66–69. (In Russ.)
6. Gulidov I.N. *Oborudovanie prokatnykh tsekhov: ekspluatatsiya i nadezhnost'* [Equipment of rolling-mill shops: service and durability]. Moscow: Intermet inzhiniring, 2004, 315 p. (In Russ.)
7. Ryabtsev I.A., Kondrat'ev I.A. *Mekhanizirovannaya elektrodugovaya naplavka detalei metallurgicheskogo oborudovaniya* [Mechanical electric-arc welding of metallurgical equipment parts]. Kiev: Ekotekhnologiya, 1999, 64 p.
8. Kal'yanov V.N., Novitskaya A.V. Increase of durability of rolling mills when welding by economically alloyed steel. *Svarochnoe proizvodstvo*. 1997, no. 10, pp. 23–27. (In Russ.)
9. Kondrat'ev I.A., Ryabtsev I.A., Kuskov Yu.M. Arc and electroslag welding of rollers of rolling mills. *Svarshchik*. 2004, no. 1, pp. 7–9. (In Russ.)
10. Titarenko V.I., Golyakevich A.A., Orlov L.N., Mosypan V.V., Babenko M.A., Telyuk D.V., Tarasenko V.V. Reducing welding of rollers of rolling mills with flux-cored wire. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2013, no. 7, pp. 29–32. (In Russ.)
11. Kozыrev N.A., Titov D.A., Starovatskaya S.N., Shurupov V.M., Goryushkin V.F. The influence of the introduction of the charge flux-cored wire system with C – Si – Mn – Cr – W – V carbon-fluorine-containing additives and nickel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 6, pp. 31–33. (In Russ.)
12. Kozыrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V., Bashchenko L.P., Lipatova U.I. Research and development of new carbon-fluorine-containing additives for welding fluxes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 4, pp. 258–261. (In Russ.)
13. Kozыrev N.A., Kryukov N.E., Kryukov R.E., Igushev V.F., Koval'skiy I.N. Technological aspects of using a carbon-fluorine-

containing addition in submerged-arc welding. *Welding International*. 2016, vol. 30, no. 4, pp. 325–328.

14. Makarov E.L., Yakushin B.F. *Teoriya svarivaemosti staley i splavov* [Theory of welding characteristics of steels and alloys]. Moscow: MGTU im. N.E. Bauman, 2014, 487 p. (In Russ.).
15. Lakhtin Yu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie* [Material science]. Moscow: Al'yans, 2013, 528 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibSIU in the frameworks of the project part of the State task of the Ministry of Education and Science RF no. 11.1531.2014/к. When testing, researching and measuring, the authors have used the equipment of the Center of multiple-access "Material Science" of SibSIU.

Information about the authors:

N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

N.V. Kibko, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (krivicheva_nv@mail.ru)

A.A. Umanskiĭ, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (umanski@bk.ru)

D.A. Titov, Postgraduate of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (titov.dima@mail.ru)

L.P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Senior Editor of journal "Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya" (luda.baschenko@gmail.com)

Received January 13, 2016