

УДК 621.791:624

НАПЛАВКА ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ СИСТЕМ С–Si–Mn–Mo–V–В И С–Si–Mn–Cr–Mo–V ДЕТАЛЕЙ ГОРНОРУДНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Гусев А.И., аспирант кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (allxx85@mail.ru)

Кибко Н.В., к.т.н., старший преподаватель кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (krivicheva_nv@mail.ru)

Попова М.В., д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (m.popova@rdtc.ru)

Козырев Н.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

Осетковский И.В., магистрант кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (dadlic@mail.ru)

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

Аннотация. Разработан новый состав порошковых проволок на базе систем легирования С–Si–Mn–Mo–V–В и С–Si–Mn–Cr–Mo–V, представленных сталями типа 40ГМФР и 40Х3Г2МФ. Исследовано влияние легирующих элементов в составе порошковых проволок систем С–Si–Mn–Mo–V–В и С–Si–Mn–Cr–Mo–V на размер игл мартенсита, величину первичного зерна аустенита и загрязненность наплавленного слоя неметаллическими включениями. Определено влияние структуры на твердость и износостойкость наплавленного металла. Показано, что увеличение содержания углерода и легирующих элементов, в частности хрома, в составе наплавляемой стали способствует получению структуры со среднеуглеродистым мелкоигльчатым мартенситом и незначительной объемной долей δ -феррита. Обеспечивает уменьшение размера первичного зерна аустенита и снижение степени загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями. Установленное улучшение структуры оказывает влияние на повышение твердости до 22 % и снижение скорости истирания наплавленного слоя до 34 %. Химический состав образцов, наплавленных порошковой проволокой системы С–Si–Mn–Mo–V–В, характеризуется более низким содержанием углерода и легирующих элементов, по сравнению со сталью типа 40Х3Г2МФ, что обуславливает образование в структуре после наплавки низкоуглеродистого мартенсита. Установлено, что значительное увеличение содержания углерода, марганца, хрома, ванадия и молибдена в составе наплавляемой стали типа 40ГМФР обеспечивает получение структуры с мелкоигльчатым и среднеигльчатым мартенситом, уменьшает размер первичного зерна аустенита и снижает уровень загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями, в частности силикатами недеформирующимися. Изменения микроструктуры сопровождаются повышением твердости до 16 % и снижением скорости истирания наплавленного слоя до 20 %. В результате сравнительного анализа двух изучаемых систем порошковых проволок установлено, что эффективнее для наплавки горнорудного оборудования использовать проволоку системы С–Si–Mn–Cr–Mo–V, так как содержание и соотношение легирующих элементов в стали типа 40Х3Г2МФ способствует получению дисперсной мартенситной структуры с незначительной объемной долей δ -феррита, что обеспечивает высокую твердость и износостойкость наплавленного слоя.

Ключевые слова: порошковые проволоки, наплавка, микроструктура, твердость, износостойкость, легирующий элемент.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-318-323

Электродуговая наплавка порошковой проволокой занимает важное место в реновации деталей машин и механизмов в горнодобывающей промышленности. Выбор марки порошковой проволоки проводится с учетом условий эксплуатации восстанавливаемой детали и ее конструктивных особенностей [1 – 9]. Для защиты бункеров и желобов, применяемых для транспортировки горной массы и других абразивных веществ, в настоящее время используются наплавочные проволоки, соответствующие системам С–Si–Mn–Mo–V–В и С–Si–Mn–Cr–Mo–V, которые представлены сталями типа 40ГМФР и 40Х3Г2МФ [10 – 16].

В рамках развития направления по совершенствованию составов наплавочных материалов на базе вышеуказанных систем легирования разработан новый состав порошковых проволок. Изготовление проволоки осуществляли на лабораторной машине по методикам, приведенным в работах [17, 18]. Диаметр полученной проволоки составляет 5 мм, оболочка выполнена из стальной ленты СтЗпс. В качестве наполнителя использовали порошкообразные материалы и применяли углеродфторсодержащую пыль газоочистки алюминиевого производства со следующим химическим составом: 21 – 46 % Al_2O_3 ; 18 – 27 % F; 8 – 15 % Na_2O ;

Химический состав исследуемых образцов

Table 1. Chemical composition of the test samples

Образец	Массовая доля элементов, %								
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni	Co	B
1	0,19	0,52	0,74	2,79	0,14	0,26	0,17	0	0,001
2	0,22	0,62	0,35	2,78	0,02	0,25	0,09	0,04	0,001
3	0,27	0,68	0,49	4,61	0,01	0,42	0,36	0,03	0,001
4	0,43	0,84	0,37	7,04	0,03	0,49	0,42	0,06	0,001
5	0,16	0,32	0,62	0,25	0,19	0,11	0	0	0,003
6	0,10	0,45	0,15	0,23	0,11	0,10	0,08	0	0,003
7	0,23	0,66	0,25	0,95	0,29	0,35	0,34	0	0,003

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 % $C_{общ}$; 0,07 – 0,90 % MnO ; 0,06 – 0,9 % MgO ; 0,09 – 0,19 % S ; 0,10 – 0,18 % P . Наплавку изготовленной проволокой проводили под флюсом АН-26С на пластины из стали марки Ст3. Химический состав исследуемых наплавленных образцов определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Химический состав наплавленных слоев приведен в табл. 1: образцы 1 – 4 наплавлены проволокой из стали типа 40Х3Г2МФ, образцы 5 – 7 – проволокой из стали типа 40ГМФР. Наплавку проводили с использованием сварочного трактора АСАВ-1250 при следующем режиме: $I = 450$ А, $U = 30$ В, $V = 10$ м/ч. Износостойкость образцов исследовали на машине 2070 СМТ-1 в режиме: нагрузка 30 мА, частота вращения 20 об/мин. Твердость образцов измеряли с помощью твердомера МЕТ-ДУ.

Металлографические исследования микрошлифов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100 – 1000 крат после травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Балл мартенсита оценивали сопоставлением структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233-56 [19]. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений осуществляли в соответствии с ГОСТ 1778 – 70 [20]. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 [21].

С помощью металлографических исследований установлено, что структура образца 1 представляет собой среднеуглеродистый мелкоигльчатый (балл 3, 4) мартенсит в первичных зернах аустенита, по границам которых находятся незамкнутые тонкие прослойки, предположительно состоящие из δ -феррита (рис. 1, а). Мартенсит имеет вид темных игл с четкими границами, их размеры не превышают 6 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует баллам 5 и 4 (табл. 2).

В результате изучения характера неметаллических включений образца 1 отмечена значительная степень его загрязненности, в частности силикатами недеформирующимися и оксидами точечными (табл. 2).

При исследовании свойств наплавленного слоя установлено, что его твердость составляет 44 HRC, а скорость истирания – $3 \cdot 10^{-5}$ г/об (табл. 3) [22].

Структура образца 2 представлена среднеуглеродистым мелкоигльчатым мартенситом (балл 4) с участками троостита, располагающегося внутри бывших зерен аустенита (рис. 1, б). Размер игл мартенсита не превышает 6 мкм. Величина первичного зерна аустенита соответствует баллам 5 и 6 (табл. 2). Однако в данном случае появление в структуре троостита сопровождается незначительным увеличением скорости истирания наплавленного слоя до $4 \cdot 10^{-5}$ г/об. и снижением его твердости до 36 HRC (см. табл. 3).

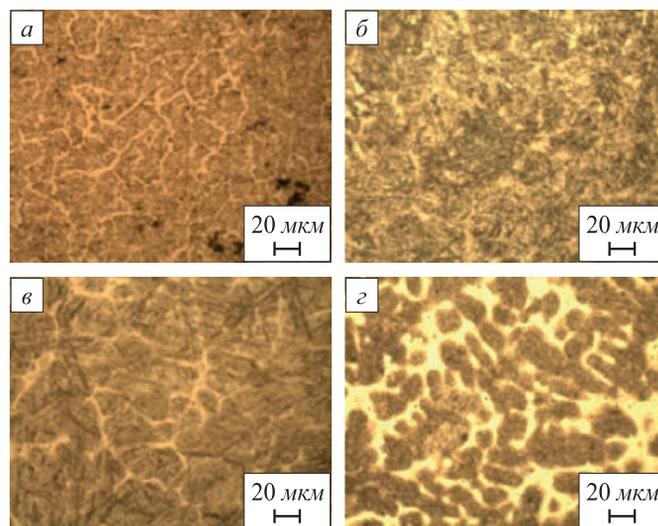


Рис. 1. Структура исследуемых образцов из стали 40Х3Г2МФ:
а – г – образцы 1 – 4

Fig. 1. Structure of the test samples of steel 40Kh3G2MF:
а – г – samples 1 – 4

Характеристики неметаллических включений и структуры исследуемых образцов

Table 2. Characteristics of nonmetallic inclusions and structure of the test samples

Образец	Загрязненность неметаллическими включениями, балл		Величина зерна аустенита, балл
	Силикаты недеформирующиеся	Оксиды точеные	
1	4б, 5б	2а, 3а	5, 4
2	2а, 1б, 3а	2а, 1а, 3а	5, 6
3	2б, 3б, 4б	1а, 2а	6, 7
4	1а, 1б	1а	8, 7
5	3б, 5б	1а	5, 6
6	1а, 1б, 2б, 3а	1а	5, 6
7	2а, 3б, 4б	1а, 2а	6, 7

Результаты испытания на износостойкость

Table 3. Results of the wear test

Образец	Масса образца в начале испытания, г	Масса образца после испытания, г	Потеря массы образца, г/%	Количество оборотов	Скорость истирания, г/об.	Твердость HRC
1	132,768	132,573	0,195/ 0,260	6214	0,00003	44
2	185,2525	185,036	0,216/0,117	4954	0,00004	36
3	152,968	152,769	0,199/0,130	4790	0,00004	48
4	194,091	193,975	0,116/0,060	4671	0,00002	56
5	130,281	129,398	0,883/ 1,150	5760	0,00015	37
6	155,142	154,580	0,562/0,360	5133	0,00010	28
7	100,890	100,319	0,571/0,560	4590	0,00012	44

Сравнительный анализ загрязненности неметаллическими включениями образцов 1 и 2 показал, что степень загрязненности последнего гораздо ниже (табл. 2). В данном случае наблюдается меньшее количество неметаллических включений, и они имеют меньший размер.

Увеличение содержания углерода с 0,19 до 0,27 % и марганца с 0,52 до 0,68 % при одновременном значительном повышении количества хрома, молибдена и никеля в составе наплавляемой стали (образец 3) обеспечивает получение структуры, состоящей из среднеигльчатого (балл 6) и крупноигльчатого (в основном балл 7 и реже балл 8) мартенсита в бывших зернах аустенита. Размер игл мартенсита в структуре этого образца больше, чем у предыдущих образцов и составляет 6 – 19 мкм. По границам первичного аустенитного зерна располагаются тонкие прослойки, состоящие из δ-феррита, интерметаллидов типа σ-фазы (рис. 1, в). Величина первичного зерна аустенита в структуре образца 3 по шкале зернистости меньше, чем в структуре образцов 1 и 2, и соответствует баллам 6 и 7 (табл. 2). Степень загрязненности неметаллическими включениями образца 3 ниже, чем образца 1 (табл. 2).

Увеличение содержания углерода и легирующих элементов в наплавленном слое обеспечивает измельчение зерна аустенита по сравнению с образцами 1 и 2. Это способствует повышению твердости до 48 HRC, но практически не влияет на абразивный износ. Скорость истирания образца 3 составляет $4 \cdot 10^{-5}$ г/об. (табл. 3).

В химическом составе наплавленного слоя образца 4 присутствует наиболее высокое содержание углерода и легирующих элементов, в частности хрома (7 %). В результате металлографических исследований установлено, что структура образца 4 представляет собой среднеуглеродистый мелкоигльчатый мартенсит (балл 3, 4), формирующийся внутри четко выраженных границ первичного аустенитного зерна. Между зернами аустенита располагаются протяженные участки, состоящие из δ-феррита и интерметаллидов типа σ-фазы. Мартенсит в структуре образца 4 имеет более дисперсное строение, чем в структуре образца 3. Размер игл мартенсита не превышает 6 мкм. Наплавленный слой характеризуется четко выраженной дендритной структурой. В образце 4 по сравнению с предыдущими образцами наблюдается увеличение количества остаточного аустенита (рис. 1, з).

В результате сравнения величины первичного зерна аустенита изученных образцов, наплавленных порошковой проволокой из стали типа 40Х3Г2МФ, установлено, что образец 4 имеет меньший размер этого зерна, что по шкале зернистости соответствует баллам 8 и 7 (табл. 2). Уровень загрязненности неметаллическими включениями у образца 4 также наименьший. Получение структуры с мелкоигльчатым мартенситом, уменьшение размера зерна и снижение уровня загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями способствуют получению более высоких значений твердости до 56 HRC и снижению скорости истирания наплавленного слоя до $2 \cdot 10^{-5}$ г/об. по сравнению с остальными образцами из стали типа 40Х3Г2МФ (табл. 3).

Химический состав образцов 5–7, наплавленных сталью типа 40ГМФР, характеризуется более низким содержанием углерода (0,10–0,28 %) и легирующих элементов, чем образцов 1–4, наплавленных сталью типа 40Х3Г2МФ. В результате после наплавки образуется низкоуглеродистый мартенсит, что обуславливает снижение твердости и особенно износостойкости (табл. 3) исследуемого образца.

Установлено, что структура образца 5 также, как и образца 1, представляет собой мелкоигльчатый (балл 4) мартенсит в первичных зернах аустенита. По границам зерен аустенита располагаются тонкие прослойки δ -феррита (рис. 2, а). Размер игл мартенсита не превышает 6 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует баллам 5 и 6 (табл. 2).

При исследовании загрязненности образца 5 неметаллическими включениями обнаружены силикаты недеформирующиеся балла 3б и 5б и оксиды точечные балла 1а (табл. 2).

Таким образом, сравнительный анализ образцов 1 и 5 показал, что последний имеет более мелкозернистую структуру и в меньшей степени загрязнен неметаллическими включениями. Однако полученные характеристики структуры наплавленного слоя не обеспечивают снижение абразивного износа. Скорость истирания наплавленного слоя в образце 5 значительно выше, чем ($15 \cdot 10^{-5}$ г/об.) у образца 1 ($3 \cdot 10^{-5}$ г/об.)

(табл. 3). К тому же твердость наплаваемой стали типа 40ГМФР (образец 5) ниже по сравнению с твердостью стали типа 40Х3Г2МФ (образец 1).

Металлографический анализ показал, что структура образца 6 с более высоким содержанием марганца и меньшим количеством остальных легирующих элементов по сравнению со структурой образца 5 состоит из среднеигльчатого мартенсита (балла 5, 6) с размером игл 4–12 мкм в бывших зернах аустенита, по границам которых располагаются тонкие прослойки δ -феррита (рис. 2, б). Размер первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует баллам 5 и 6 (табл. 2).

В результате оценки загрязненности образца 6 неметаллическими включениями установлено, что этот параметр в данном случае ниже, такового же образца 5 (табл. 2). Получение таких характеристик неметаллических включений, по-видимому, оказывает влияние на снижение скорости истирания наплавленного слоя до значений $10 \cdot 10^{-5}$ г/об., однако при этом уменьшается его твердость до 28 HRC (табл. 3).

Значительное увеличение содержания углерода, марганца, хрома, ванадия и молибдена в составе наплаваемой стали по сравнению с остальными образцами, наплавленными порошковой проволокой из стали типа 40ГМФР, способствует получению структуры, состоящей из мелкоигльчатого (балл 4) и среднеигльчатого (балл 5) мартенсита (рис. 2, в). Размер игл мартенсита не превышает 8 мкм. В этом случае величина первичного зерна аустенита меньше, чем у остальных образцов, наплавленных порошковой проволокой системы С–Si–Mn–Mo–V–B, и соответствует по шкале зернистости баллам 6, 7.

Степень загрязненности неметаллическими включениями образца 7, в частности силикатами недеформирующимися, ниже по сравнению с образцом 5 (табл. 2).

Установленное улучшение структуры, заключающееся в получении меньших размеров первичного зерна аустенита и уменьшении степени загрязненности неметаллическими включениями, оказывает влияние на снижение скорости истирания наплавленного слоя до значений $12 \cdot 10^{-5}$ г/об. и повышение значений его твердости до 44 HRC (табл. 3).

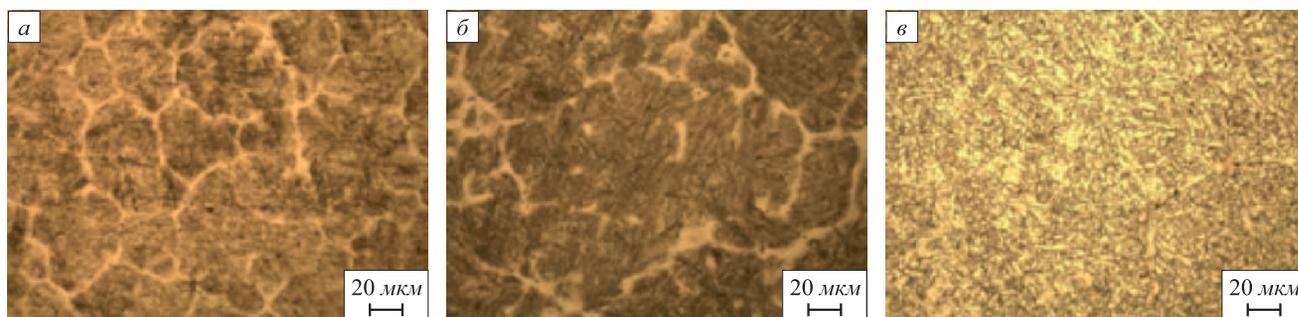


Рис. 2. Структура исследуемых образцов 5 (а), 6 (б), 7 (в) из стали 40ГМФР

Fig. 2. Structure of the test samples 5 (a), 6 (b), 7 (v) of steel 40GMFR

В результате сравнительного анализа двух исследуемых марок сталей установлено, что размер первичного зерна аустенита в структуре образцов, наплавленных порошковой проволокой из стали типа 40X3Г2МФ, находится в пределах баллов 4 – 8, а образцов с наплавленным слоем из стали 40ГМФР – 3 – 7. Средняя твердость наплавленного слоя из более легированной стали типа 40X3Г2МФ и скорость истирания составляют 46 HRC и $3 \cdot 10^{-5}$ г/об. соответственно, а у наплавленного слоя из стали типа 40ГМФР эти значения составляют 41 HRC и $10 \cdot 10^{-5}$ г/об. Следовательно, образцы, наплавленные проволокой из стали 40X3Г2МФ по сравнению с образцами, наплавленными проволокой из стали типа 40ГМФР, имеют меньший размер зерна аустенита, более высокие значения твердости и меньшую скорость истирания.

Выводы. Повышение содержания легирующих элементов в наплавленном слое из стали типа 40X3Г2МФ способствует измельчению первичного зерна аустенита, повышению его твердости до 56 HRC и снижению скорости истирания этого слоя до $2 \cdot 10^{-5}$ г/об. Уменьшение содержания углерода и легирующих элементов в наплавленном слое из стали типа 40ГМФР приводит к формированию более крупного первичного зерна аустенита (по сравнению с более легированной сталью типа 40X3Г2МФ), снижению твердости наплавленного слоя до 44 HRC и увеличению абразивного износа до $12 \cdot 10^{-5}$ г/об. В результате сравнительного анализа установлено, что для наплавки бункеров и желобов эффективнее использовать порошковую проволоку системы C–Si–Mn–Cr–Mo–V по сравнению с проволокой на основе системы C–Si–Mn–Mo–V–B. Содержание и соотношение легирующих элементов в первой стали позволяет стабильно получать дисперсную мартенситную структуру с незначительной объемной долей δ -феррита, что обеспечивает высокую твердость и износостойкость наплавленного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б.Е. Патона. – М.: Металлургия, 1974. – 768 с.
2. Толстов И.А., Коротков В.А. Справочник по наплавке. – Челябинск: Металлургия, 1990. – 384 с.
3. Patricio F. Mendez, Nairn Barnes, Kurtis Bell, Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood / Welding processes for wear resistant overlays // J. of Manufacturing Processes. 2014. № 16. P. 4 – 25.
4. Грабин В.Ф. Металловедение сварки плавлением. – Киев: Наукова думка, 1982. – 416 с.

5. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrasive deposits against abrasion // Weld Int. 2009. Vol. 23. P. 706 – 716.
6. Бармин Л.Н., Гусев В.П. Разработка износостойких наплавочных материалов и процессов их наплавки. – В кн.: Современные способы наплавки и их применение. – Киев: изд. ИЭС им. Е.О. Патона, 1982. С. 40 – 47.
7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits // J. Mater Process Technol. 2005. Vol. 164-165. P. 1056 – 1061.
8. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys // J Alloys Compd. 2010. Vol. 505. P. 598 – 603.
9. Хасуи А. Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1995. – 240 с.
10. Сварочные материалы для дуговой сварки / Б.П. Конищев, С.Л. Курланов, Н.Н. Потапов, В.Д. Ходаков. – М.: Машиностроение, 1998. – 544 с.
11. Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact // Wear. 2008. Vol. 265. P. 772 – 779.
12. Morisada Y., Fujii H., Mizuno T., Abe G., Nagaoka T., Fukusumi M. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing // Surf Coat Technol. 2010. Vol. 204. P. 2459 – 2464.
13. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry // Wear. 2007. Vol. 263. P. 99 – 110.
14. Influence of Filler Metals in Welding Wires on the Phase and Chemical Composition of Weld Metal / N.A. Kozyrev, I.V. Osetkovskiy, O.A. Kozyreva, E.A. Zernin, D.S. Kartsev // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2016. Vol. 125. P. 1 – 7.
15. Есилов В.Д., Мичурин И.К. Способ изготовления герметичной сварочной проволоки // Сварочное производство. 2002. № 2. С. 32 – 34.
16. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying // Surf Coat Technol. 2009. Vol. 203. P. 3638 – 3646.
17. Походня И.К. Производство порошковой проволоки. – Киев: Высшая школа, 1980. – 230 с.
18. Штоколов С.А., Мойсов Л.П. Новое оборудование для производства порошковых проволок // Сварочное производство. 2002. № 7. С. 39 – 41.
19. ГОСТ 8233 – 56. Сталь. Эталоны микроструктуры. Введ. 01.07.57. – М.: Изд-во стандартов, 2004. – 12 с.
20. ГОСТ 1778 – 70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. Введ. 01.01.72. – М.: Стандартиформ, 2011. – 32 с.
21. ГОСТ 5639 – 82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Введ. 01.01.83. – М.: Изд-во стандартов, 2003. – 21 с.
22. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Popova M.V., Osetkovskiy I.V. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 – 9.

Поступила 27 октября 2016 г.

SURFACING OF DETAILS OF MINING EQUIPMENT BY POWDER WIRES OF C–Si–Mn–Mo–V–B AND C–Si–Mn–Cr–Mo–V SYSTEMS

A.I. Gusev, N.V. Kibko, M.V. Popova, N.A. Kozyrev., I.V. Osetkovskii

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. A new composition of the powder wires based on the C–Si–Mn–Mo–V–B and C–Si–Mn–Cr–Mo–V doping systems represented by steels 40GMFR and 40Kh3G2MF was developed. The influence of alloying elements in the composition of

C–Si–Mn–Mo–V–B and C–Si–Mn–Cr–Mo–V powder wires on the size of the martensite needles was studied, as well as the primary austenite grain size and the contamination of the weld layer with non-metallic inclusions. The influence of the structure on the strength and durability of the deposited metal was defined. It is shown that an increase in the content of carbon and alloying elements, in particular chromium, in the composition of the welded steel contributes to the formation of a structure with a medium-carbon fine-grained martensite and a small volume fraction of δ -ferrite. It provides reduction in size of the primary austenite grain and decrease in the contamination degree of the deposited layer with non-metallic inclusions. The established improvement in the structure affects the hardness increase up to 22 % and the decrease in the abrasion rate of the deposited layer up to 34 %. The chemical composition of samples welded with a flux-cored wire of C–Si–Mn–Mo–V–B system is characterized by a lower content of carbon and alloying elements compared to a 40Kh3G2MF steel, which causes the formation of low-carbon martensite in the structure after surfacing. It was established that a significant increase in the content of carbon, manganese, chromium, vanadium and molybdenum in 40GMFR welded steel provides a structure with fine needle and medium needle martensite, reduces the size of the primary austenite grain and the contamination level of the deposited layer with non-metallic inclusions, in particular, non-deformed silicates. Changes in the microstructure are accompanied by an increase in hardness up to 16 % and a decrease in the attrition rate of the deposited layer up to 20 %. As a result of a comparative analysis of the two studied systems of powdered wires, it was found that it is more effective to use C–Si–Mn–Cr–Mo–V wire for surfacing mining equipment, since the content and ratio of alloying elements in steel of type 40Kh3G2MF contributes to obtaining a dispersed martensitic structure with an insignificant volume fraction of δ -ferrite, which provides high hardness and wear-resistance of the deposited layer.

Keywords: flux-cored wires, surfacing, microstructure, hardness, wear resistance, alloying element.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-318-323

REFERENCES

1. *Tekhnologiya elektricheskoi svarki metallov i splavov plavleniem* [Technology of electric welding of metals and alloys by melting]. Paton B.E. ed. Moscow: Metallurgiya, 1974, 768 p. (In Russ.).
2. Tolstov I.A., Korotkov V.A. *Spravochnik po naplavke* [Handbook on surfacing]. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1990, 384 p. (In Russ.).
3. Patricio F. Mendez, Nairn Barnes, Kurtis Bell, Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood. Welding processes for wear resistant overlays. *J. of Manufacturing Processes*. 2014, no. 16, pp. 4–25.
4. Grabin V.F. *Metallovedenie svarki plavleniem* [Material science of welding by melting]. Kiev: Naukova dumka, 1982, 416 p. (In Russ.).
5. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrade deposits against abrasion. *Weld Int*. 2009, vol. 23, pp. 706–716.
6. Barmin L.N., Gusev V.P. Development of wear-resistant surfacing materials and their surfacing processes. In: *Sovremennye sposoby naplavki i ikh primeneniye* [Modern surfacing methods and their application]. Kiev: IES im. E.O. Patona, 1982, pp. 40–47. (In Russ.).
7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *J. Mater Process Technol*. 2005, vol. 164–165, pp.1056–1061.
8. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *J Alloys Compd*. 2010, vol. 505, pp. 598–603.
9. Khasui A. *Naplavka i napylenie* [Surfacing and spraying]. Trans. from Jap. Moscow: Mashinostroenie, 1995, 240 p. (In Russ.).
10. Konishchev B.P., Kurlanov S.L., Potapov N.N., Khodakov V.D. *Svarochnye materialy dlya dugovoi svarki* [Welding consumables for arc welding]. Moscow: Mashinostroenie, 1998, 544 p. (In Russ.).
11. Kirchgafner M., Badisch E., Franek F. Behavior of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008, vol. 265, pp. 772–779.
12. Morisada Y., Fujii H., Mizuno T., Abe G., Nagaoka T., Fukushima M. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing. *Surf Coat Technol*. 2010, vol. 204, pp. 2459–2464.
13. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behavior of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*. 2007, vol. 263, pp. 99–110.
14. Kozyrev N.A., Osetkovskiy I.V., Kozyreva O.A., Zernin E.A., Kartsev D.S. Influence of filler metals in welding wires on the phase and chemical composition of weld metal. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 125, pp. 1–7.
15. Esipov V.D., Michurin I.K. Producing a hermetically sealed flux-cored filler wire. *Welding International*. 2002, vol. 16, no. 7, pp. 582–584.
16. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Surf Coat Technol*. 2009, vol. 203, pp. 3638–3646.
17. Pokhodnya I.K. *Proizvodstvo poroshkovoi provoloki* [Production of cored wire]. Kiev: Vysshaya shkola, 1980, 230 p. (In Russ.).
18. Shtokolov S.A., Moisev L.P. New equipment for the production of flux-cored wires. *Welding International*. 2002, vol. 16, no. 7, pp. 981–982.
19. *GOST 8233 – 56. Stal'. Etalony mikrostruktury. Vved. 01.07.57* [GOST 8233 – 56. Steel. Standards of microstructure. Introd. 01.07.57]. Moscow: Izd-vo standartov, 2004, 12 p. (In Russ.).
20. *GOST 1778 – 70. Stal'. Metallograficheskie metody opredeleniya nemetallicheskih vklyuchenii. Vved. 01.01.72* [GOST 1778 – 70. Steel. Metallographic methods for determining nonmetallic inclusions. Enter. 01/01/72]. Moscow: Standartinform, 2011, 32 p. (In Russ.).
21. *GOST 5639 – 82. Stali i splavy. Metody vyyavleniya i opredeleniya velichiny zerna. Vved. 01.01.83* [GOST 5639 – 82. Steels and alloys. Methods for identifying and determining the value of grain. Enter. 01/01/83]. Moscow: Izd-vo standartov, 2003, 21 p. (In Russ.).
22. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Popova M.V., Osetkovskiy I.V. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 1–9.

Information about the authors:

A.I. Gusev, Postgraduate of the Chair of “Materials, Foundry and Welding Production” (allxx85@mail.ru)

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

M.V. Popova, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (m.popova@rdtc.ru)

N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (Kozyrev_na@mtsp.sibsib.ru)

I.V. Osetkovskii, MA Student of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (dadlic@mail.ru)

Received October 27, 2016