

РАЗДЕЛ 1. ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 621.791.92

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.001

СТРУКТУРА СЛОЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ С АЗОТОМ, НАПЛАВЛЕННОГО НА ДЕТАЛИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Юрий Федорович Иванов¹, Виктор Евгеньевич Громов^{2†}, Олег Александрович Перегудов³,
Екатерина Степановна Вашук⁴, Анастасия Николаевна Гостевская⁵

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, 634055, Томск, Россия

^{2, 5} Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия

³ Омский государственный технический университет, пр. Мира, 11, 644050, Омск, Россия

⁴ Филиал Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске, ул. Ноградская, 19А, 653039, Прокопьевск, Россия

¹ yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>

² gromov@physics.sibsiu.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

³ olegomgtu@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5154-5498>

⁴ vaschuk@bk.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1345-7419>

⁵ lokon1296@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7328-5444>

Аннотация. Методами современного физического материаловедения исследована структура, микротвердость и трибологические свойства быстрорежущей стали Р18Ю, легированной азотом и алюминием наплавленной на валки из среднеуглеродистой стали 30ХГСА. Плазменная наплавка осуществлена в закрытой среде азота порошковой проволокой. Проведен регулируемый термический цикл для получения равномерного состояния и предотвращения формирования холодных трещин. Выявлено, что наплавленный слой имеет структуру ячеисто-дендритного типа. Зерна обогащены атомами железа, а границы разделены тонкими прослойками второй фазы, обогащенными атомами хрома, алюминия, вольфрама и ванадия. Внутри центральной части зерен обнаружены включения игольчатого типа длиной 150–730 нм. Четырехкратный высокотемпературный отпуск при 580 °С в течении 1 часа обеспечивает: растворение наноразмерных включений в объеме зерен; способствует более равномерному распределению легирующих элементов; формирует структуру пластинчатого (игольчатого) типа, характерную по морфологическому признаку для игольчатого мартенсита. Выдвинуто и обосновано предположение, что зерна наплавленного слоя сформированы твердым раствором γ -железа (аустенита). Выявлено незначительное снижение микротвердости, износостойкости и коэффициента трения наплавочного слоя после высокотемпературного отпуска. Такое поведение наплавочного материала при высокотемпературном отпуске может быть обусловлено релаксацией термических напряжений, сформированных в слое при наплавке.

Ключевые слова: способ плазменной наплавки, порошковая проволока, регулируемый термический цикл, быстрорежущие стали, высокотемпературный отпуск, азот, твердость, износостойкость.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>.

Для цитирования: Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Перегудов О.А., Вашук Е.С., Гостевская А.Н. Структура слоя быстрорежущей стали с азотом, наплавленного на детали металлургического оборудования // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 2. С. 143–152. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.001.

Original article

STRUCTURE OF A LAYER OF A HIGH-SPEED STEEL WITH NITROGEN DEPOSITED ON THE PARTS OF METALLURGICAL EQUIPMENT**Yurii F. Ivanov¹, Viktor E. Gromov^{2†}, Oleg A. Peregudov³, Ekaterina S. Vashchuk⁴, Anastasia N. Gostevskaya⁵**¹Institute of High Current Electronics SB RAS, Academicheskii Pr., 2/3, Tomsk, 634055, Russia^{2,5}Siberian State Industrial University, Kirov Str., 42, Novokuznetsk, 654007, Russia³Omsk State Technical University, Pr. Mira, 11, Omsk, 644050, Russia⁴Branch of the Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev in Prokopyevsk, Nogradskaya Str., 19A, Prokopyevsk, 653039, Russia¹yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>²gromov@physics.sibsiu.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>³olegomgtu@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5154-5498>⁴vaschuk@bk.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1345-7419>⁵lokoni296@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7328-5444>

Abstract. The structure, microhardness and tribological properties of high-speed steel R18YU, alloyed with nitrogen and aluminum, aimed at rolls of medium-carbon steel 30HGSA, have been studied by methods of modern physical materials science. Plasma surfacing is carried out in a closed nitrogen medium with a powder wire. An adjustable thermal cycle was carried out to obtain a uniform state and prevent the formation of cold cracks. It was revealed that the deposited layer has a cellular-dendritic type structure. The grains are enriched with iron atoms, and the boundaries are separated by thin layers of the second phase enriched with atoms of chromium, aluminum, tungsten and vanadium. Needle-like inclusions with a length of 150-730 nm were found inside the central part of the grains. Four-fold high-temperature tempering at 580 °C for 1 hour provides: dissolution of nanoscale inclusions in the volume of grains; promotes a more uniform distribution of alloying elements; forms a lamellar (needle-like) type structure, characteristic morphologically for needle-like martensite. The assumption is put forward and justified that the grains of the deposited layer are formed by a solid solution of γ -iron (austenite). A slight decrease in microhardness, wear resistance and coefficient of friction of the surfacing layer after high-temperature tempering was revealed. This behavior of the surfacing material during high-temperature tempering may be due to the relaxation of thermal stresses formed in the layer during surfacing.

Keywords: plasma surfacing method, flux-cored wire, controlled thermal cycle, high-speed steel, high-temperature tempering, nitrogen, hardness, wear resistance.

Acknowledgements: The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>.

For citation: Ivanov, Yu. F., Gromov, V. E., Peregudov, O. A., Vashchuk, E. S. & Gostevskaya, A. N. (2024). Structure of a layer of a high-speed steel with nitrogen deposited on the parts of metallurgical equipment. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(2), 143–152. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.001.

Введение

В последнее время в металлургии и машиностроении наблюдаются устойчивая тенденция использования покрытий, обладающих комплексом повышенных эксплуатационных свойств и в первую очередь абразивной износостойкостью в условиях высоких температур. Для этих целей наиболее эффективными являются быстрорежущие стали [1-4]. Основными свойствами, определяющими состояние металлических изделий, в конкретных условиях изнашивания являются характеристики их микроstructures, которые в свою очередь определены

химическим составом, структурой сплава, технологией их получения и режимами термической и поверхностной обработки. Предложенные в работах [4-7] способы наплавки быстрорежущими сталями высокой твердости позволяют получить наплавочный металл в состоянии закалки и без трещин. Технологическая последовательность операций наплавки состоит из механической обработки заготовки, самой плазменной наплавки, высокотемпературного отпуска и окончательной механической обработки. При реализации предложенных способов используется плазменная наплавка порошковыми проволоками в среде азота, что позволяет

достичь уникальных свойств по сравнению с безазотистыми сплавами аналогичного назначения. Трудности использования азота заключаются в его высокой диффузионной подвижности при высоких температурах, что приводит к повышенному угару и росту зерна, и может полностью нивелировать положительный эффект легирования азотом. Применительно к износостойким покрытиям азот используется для повышения ударо и коррозионной стойкости покрытий [4-10]. К сожалению, физическая природа и механизмы формирования повышенной твердости и износостойкости наплавленного быстрорежущего металла до конца не выяснены.

Целью работы является исследование влияния термического цикла плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота и последующего высокотемпературного отпуска на состояние структуры наплавленной теплостойкой стали P18, дополнительно легированной алюминием и азотом.

Материалы, методы и методики исследования

В работе исследовалась наплавленная быстрорежущая сталь P18Ю, дополнительно легированная алюминием и азотом, следующего химического состава, % (по массе): С – 0,87; Cr – 4,41; W – 17,00; Mo – 0,10; V – 1,50; Ti – 0,35; Al – 1,15; N – 0,06. В качестве металла подложки использовали сталь 30ХГСА следующего химического состава, % (по массе): С – 0,3; Cr – 0,9; Mn – 0,8; Si – 0,9.

Наплавку заготовки осуществляли на установке для плазменной наплавки тел вращения [11-14] подачей в сварочную ванну нетокопроводящей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18Ю. Режимы наплавки не отличались от описанных в работах [4-7].

Из верхних слоев наплавленного металла на станке электроискровой резки вырезали образцы, которые подвергали высокотемпературному отпуску при температуре нагрева 580 °С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4. При проведении металлографического исследования применяли оптический микроскоп OLYMPUS GX-51. Образцы подвергали травлению 4 % спиртовым раствором азотной кислоты с выдержкой в нем в течение 10 с. Накопление карт, спектров профилей ЭДС осуществлялось на сканирующем электронном микро-

скопе КУКУ-ЕМ6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом, при заданных параметрах: ускоряющее напряжение 20 кВ; ток эмиссии 150 мкА; ток накала точки насыщения 2,4 А; рабочее расстояние между образцом и объективной линзой 15 мм [15-18].

Исследования микротвердости проводились методом Виккерса на приборе HVS-1000. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 1 Н.

Трибологические испытания осуществляли на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic) при следующих параметрах: шарик из оксидной керамики состава Al₂O₃ диаметром 6 мм, радиус дорожки трения 2 мм, путь, пройденный контртелом, 100 м, нагрузка на индентор 10 Н. Трибологические испытания осуществляли в условиях сухого трения при комнатной температуре.

Результаты и их обсуждение

Характерное изображение структуры наплавленного слоя в плоскости, параллельной поверхности подложки, полученное методами сканирующей электронной микроскопии, приведено на рис.1.

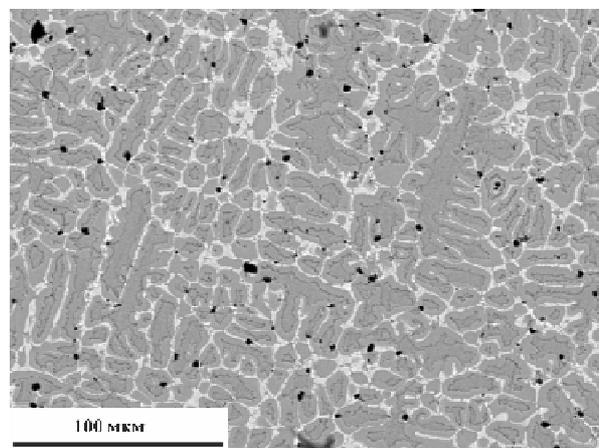


Рис.1. Структура наплавленного слоя, выявленная методами сканирующей электронной микроскопии

Fig.1. The structure of the deposited layer revealed by scanning electron microscopy

Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что наплавленный материал имеет сложный элементный состав (рис.2). Результаты количественного анализа элементного состава наплавленного слоя, представленные в таблице 1, свидетельствуют о том, что основным химическим элементом ис-

следуемого участка наплавки является железо; легирующие железо элементы металлов и не-

металлов (углерод) присутствуют в существенно меньшем количестве.

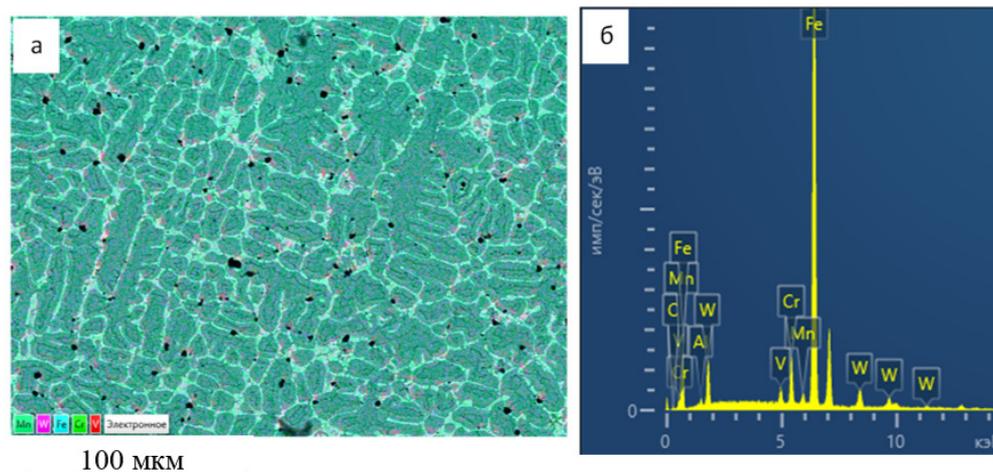


Рис.2. Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (а); на (б) представлены энергетические спектры, полученные с данного (а) участка наплавленного слоя

Fig.2. Electron microscopic image of the deposited layer structure (a); (b) shows the energy spectra obtained from the given (a) area of the deposited layer

Таблица 1. Результаты анализа элементного состава участка наплавленного слоя, электронно-микроскопическое изображение которого приведено на рис.1 и рис.2а

Table 1. The results of the analysis of the elemental composition of the area of the deposited layer, the electron microscopic image of which is shown in Fig.1 and Fig.2a

Элемент	вес. %	атом. %
C	6,02	24,26
Al	1,17	2,09
V	1,29	1,22
Cr	3,97	3,69
Mn	0,65	0,57
Fe	75,02	65,02
W	11,88	3,13

Наплавленный слой имеет структуру ячеисто-дендритного типа, далее по тексту называемые зернами (рис.1, рис.2а). Границы зерен разделены сравнительно тонкими (≈ 1 мкм) прослойками второй фазы. Методами картирования установлено, что объем зерен обогащен атомами железа, прослойки, расположенные вдоль границ зерен, обогащены преимущественно атомами хрома, вольфрама и ванадия (рис.3). Алюминий (по всей видимости, окислы алюминия) формирует включения округлой формы, расположенные также на границах зерен.

Детальные исследования структуры наплавленного слоя позволили выявить в объеме зерен (в центральной его части) области повышенной травимости (рис.4). В объеме данных областей присутствуют частицы второй фазы игольчатой формы, продольные размеры которых изменяются в пределах от 150 нм до 730 нм.

Уточнение распределения элементного состава наплавленного слоя осуществляли методом микрорентгеноспектрального анализа по точкам. Области анализа элементного состава указаны на рис.5 квадратами и обозначены цифрами.

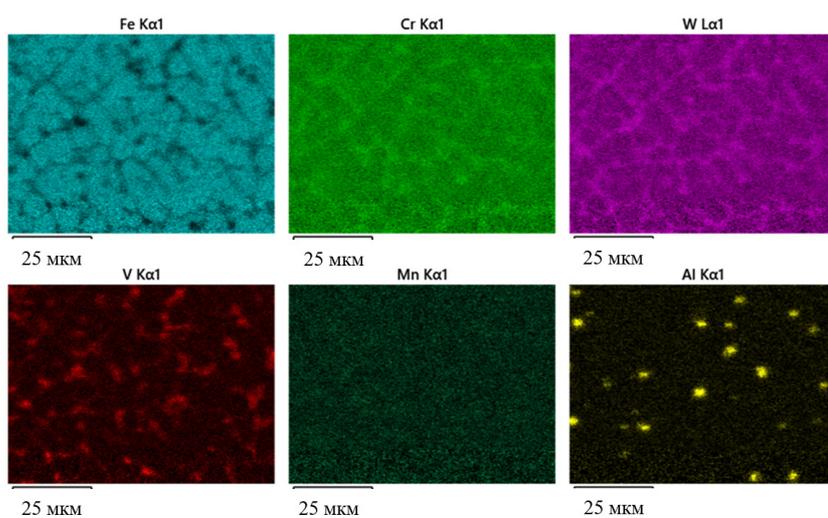


Рис.3. Карты распределения атомов металлов наплавленного слоя

Fig.3. Distribution maps of metal atoms of the deposited layer

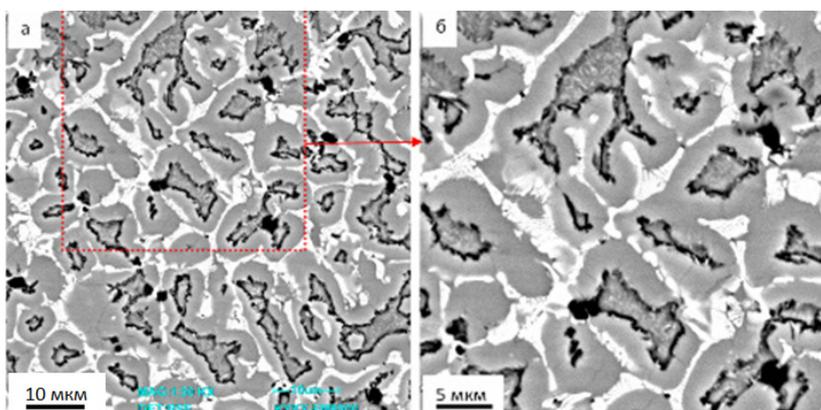


Рис.4. СЭМ изображение структуры наплавленного слоя

Fig.4. SEM image of the deposited layer structure

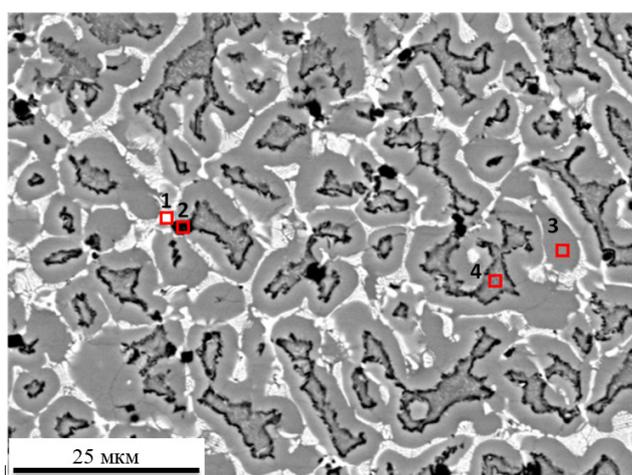


Рис.5. Электронно-микроскопическое изображение структуры участка наплавленного слоя с указанными точками анализа элементного состава материала

Fig.5. Electron microscopic image of the structure of the area of the deposited layer with the indicated points of analysis of the elemental composition of the material

Результаты анализа элементного состава участка наплавленного слоя, электронно-микроскопическое изображение которого при-

ведено на рис.5, выполненного методом «по точкам», представлено в таблице 2.

Таблица 2. Результаты анализа элементного состава участка наплавленного слоя, электронно-микроскопическое изображение которого приведено на рис.5

Table 2. The results of the analysis of the elemental composition of the area of the deposited layer, the electron microscopic image of which is shown in Fig.5

Элемент	Область 1		Область 2		Область 3		Область 4		В среднем	
	вес. %	ат. %								
C	12,1	40,05	0,00	0,00	4,81	20,59	5,94	24,59	6,31	25,88
Al	10,08	14,83	2,99	6,78	0,55	1,04	0,00	0,00	1,10	2,01
V	7,34	5,72	4,40	5,27	1,52	1,53	1,44	1,41	2,29	2,22
Cr	3,36	2,57	4,56	5,36	4,81	4,75	3,82	3,65	4,40	4,18
Mn	0,34	0,25	0,00	0,00	0,47	0,44	0,51	0,46	0,46	0,41
Fe	44,75	31,82	70,04	76,61	73,50	67,64	74,23	66,09	69,00	60,90
W	22,01	4,75	18,0	5,98	14,34	4,01	14,06	3,80	16,44	4,41

Примечание: результаты, представленные в столбце «В среднем», получены при микрорентгеноспектральном анализе всей площади наплавленного слоя, представленного на рис.5

Анализируя результаты, приведенные в табл.2, можно отметить, что прослойки второй фазы, расположенные вдоль границ зерен (прослойки светлого контраста), обогащены атомами вольфрама, углерода, ванадия и алюминия (табл.2, область 1). Вкрапления округлой формы темного контраста обогащены атомами вольфрама, хрома, ванадия и не содержат атомы углерода (табл.2, область 2). Объем ячеек кристаллизации (табл.2, области 3 и 4) характеризуются относительно малой концентрацией атомов алюминия и ванадия.

Таким образом, выполненные исследования структуры и элементного состава наплавленного слоя выявили существенно неоднородное распределение легирующих железо химических элементов, что должно способствовать формированию многофазной структуры.

Высокотемпературный отпуск приводит к существенному преобразованию структуры и, по всей видимости, фазового состава наплавленного слоя. Анализируя результаты, представленные на рис.6, можно отметить, во-первых, отсутствие в объеме зерен областей, содержащих наноразмерные включения (рис.4), и, во-вторых, формирование структуры пластинчатого (игольчатого) типа, по морфологическому признаку характерной для пластинчатого мартенсита.

Этот результат дает основание утверждать, что объем зерен был представлен твердым раствором на основе ГЦК кристаллической решетки железа, т.е. остаточным аустенитом. После-

дующий высокотемпературный отпуск привел к потере стабильности γ -фазы и способствовал мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению.

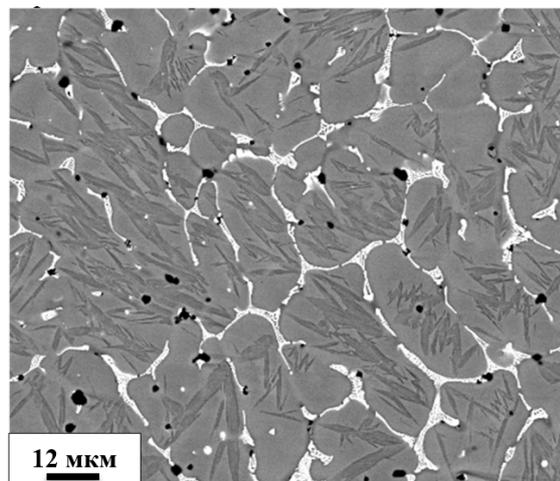


Рис.6. Структура наплавленного слоя, подвергнутого высокотемпературному отпуску, выявленная методами сканирующей электронной микроскопии

Fig.6. The structure of the deposited layer subjected to high-temperature tempering revealed by scanning electron microscopy

Высокотемпературный отпуск не привел значимому перераспределению химических элементов в наплавленном слое. Результаты микрорентгеноспектрального анализа показали, что прослойки второй фазы, расположенные по границам ячеек кристаллизации, обогащены атомами вольфрама и хрома, атомами алюминия обогащены включения округлой формы,

также расположенные на границы ячеек. Атомы ванадия распределены практически равномерно по объему ячеек и формируют включения округлой формы.

Методом картирования «по точкам» выполнен анализ распределения легирующих элементов в наплавленном слое, подвергнутом

высокотемпературному отпуску. Результаты анализа элементного состава участка наплавленного слоя, электронно-микроскопическое изображение которого приведено на рис.7, выполненного методом «по точкам», представлено в табл.3.

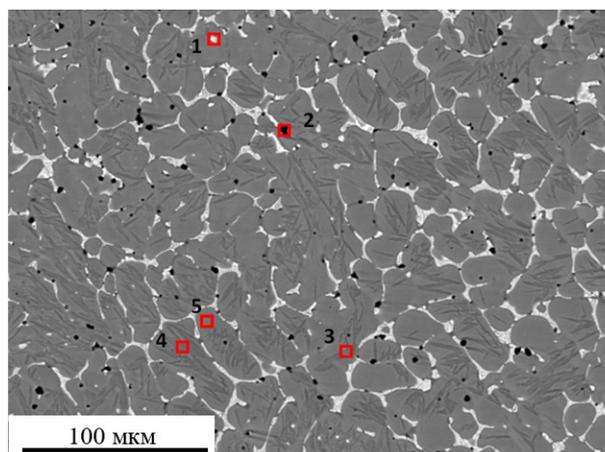


Рис.7. Электронно-микроскопическое изображение структуры участка наплавленного слоя, подвергнутого высокотемпературному отпуску, с указанными точками анализа элементного состава материала

Fig.7. Electron microscopic image of the structure of the area of the deposited layer subjected to high-temperature tempering, with the indicated points of analysis of the elemental composition of the material

Сопоставляя результаты элементного анализа, представленные в таблицах 2 и 3, можно отметить, что высокотемпературный отпуск

способствовал более равномерному распределению легирующих элементов в сплаве.

Таблица 3. Результаты анализа элементного состава участка наплавленного слоя после высокотемпературного отпуска, электронно-микроскопическое изображение которого приведено на рис.7

Table 3. The results of the analysis of the elemental composition of the area of the deposited layer after high-temperature tempering, the electron microscopic image of which is shown in Fig.7

Элемент	Область 1		Область 2		Область 3		Область 4		Область 5	
	вес. %	ат. %								
C	3,97	17,13	4,36	18,24	4,93	20,70	8,06	30,29	4,31	17,99
O	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,74	2,32
Al	0,57	1,09	2,27	4,23	0,65	1,21	0,53	0,89	0,58	1,07
Si	0,84	1,56	0,43	0,77	0,19	0,35	0,00	0,00	0,00	0,00
P	0,28	0,48	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
V	0,00	0,00	0,03	0,02	0,01	0,01	0,05	0,04	0,01	0,01
Cr	4,03	4,02	4,38	4,24	3,93	3,81	3,41	2,96	3,72	3,59
Mn	0,44	0,41	0,33	0,30	0,44	0,40	0,38	0,31	0,38	0,35
Fe	74,77	69,35	74,16	66,78	75,01	67,76	75,66	61,13	80,16	71,92
Ni	2,85	2,51	2,71	2,32	2,89	2,49	2,77	2,13	0,00	0,00
W	12,24	3,45	11,33	3,1	11,95	3,28	9,13	2,24	10,10	2,75

Анализ микротвердости образцов показал, что твердость наплавленного слоя составляет 5,5 ГПа. Твердость наплавленного слоя после дополнительного высокотемпературного от-

пуска практически не изменилась и составила 5,4 ГПа. Некоторое снижение микротвердости материала при высокотемпературном отпуске может быть обусловлено релаксацией термиче-

ских напряжений, сформировавшихся в наплавленном слое при его создании.

Выполнены испытания наплавленного слоя на износостойкость в условиях сухого трения. Установлено, что дополнительный отпуск приводит к незначительному (на 8,9 %) снижению износостойкости наплавки. Одновременно с этим, отпуск наплавленного слоя сопровождается снижением коэффициента трения с 0,7 (наплавка в исходном состоянии) до 0,65 (наплавка после отпуска).

Заключение

Методами плазменной наплавки порошковыми проволоками в среде азота сформированы слои на стали 30ХГСА. Показано, что наплавленный слой имеет структуру ячеисто-дендритного типа, названных зернами. Объем зерен обогащен атомами железа. Границы зерен разделены тонкими (≈ 1 мкм) прослойками второй фазы, которые обогащены атомами хрома, алюминия, вольфрама и ванадия. В зернах, в центральной части объема, выявлены области, содержащие включения игольчатого типа длиной 150-730 нм. Установлено, что высокотемпературный отпуск наплавленного слоя приводит, во-первых, к растворению наноразмерных включений, расположенных в объеме зерен, и, во-вторых, способствует более равномерному распределению легирующих элементов в сплаве и, в-третьих, приводит к формированию структуры пластинчатого (игольчатого) типа, по морфологическому признаку характерной для пластинчатого мартенсита. Это позволило предположить, что зерна наплавленного слоя сформированы твердым раствором на основе γ -железа (аустенит). Показано, что высокотемпературный отпуск приводит к незначительному снижению микротвердости, износостойкости и коэффициента трения наплавленного слоя.

Список литературы

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. Москва: Металлургия, 1983. 527 с.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Москва: МИСИС, 1999. 408 с.
3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. акад. Б. Е. Патона. Москва: Металлургия, 1974. 768 с.
4. Малущин Н.Н., Валуев Д.В. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплоустойчивыми сталями. Томск: Изд-во НТЛ, 2013. 358 с.
5. Малущин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д.А., Башенко Л.П., Перегудов О.А. Упрочнение теплоустойчивых сплавов плазмой в среде азота: монография. Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2022. 232 с.
6. Малущин Н.Н., Валуев Д.В., Осетковский В.Л., Солодский С.А. Технологии наплавки деталей горно-металлургического комплекса теплоустойчивыми сталями высокой твердости: монография. Томск: Изд. ТПУ, 2015. 212 с.
7. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавочных работ. Киев: Екотехнологія, 2013. 400 с.
8. Походня И.К., Шлепаков В.Н., Максимов С.Ю., Рябцев И.А. Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой (Обзор) // Автоматическая сварка. 2010. № 12 (692). С. 34–42.
9. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. Москва: Машиностроение, 2008. 406 с.
10. Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5 // Вестник Югорского государственного университета. 2021. Вып. 3(62). С. 33–45.
11. Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhela E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams // Welding International. 2012. V. 26, N 8. P. 649–653.
12. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding // Welding International. 2011. V. 25, N 11. P. 889–893.
13. Crespo A.C., Puchol R.Q., González L.P., Pérez C.R.G., Castellanos G., Cedré E.D., Ortíz T. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties // Welding International. 2009. V. 23, N 2. P. 120–131.
14. Puchol R.Q., Blanco J.R., González L.P., Hernández G.C., Pérez C.R.G. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead // Welding International. 2009. V. 23, N 2. P. 132–140.

15. Ladd M., Palmer R. Structure Determination by X-ray Crystallography. New York: Kluwer Academic, Plenum Publishers, 2003. 819 p.

16. Waseda Y., Matsubara E., Shinoda K. Diffraction Crystallography. Introduction, Examples and Solved Problems. Berlin: Springer, 2011. 310 p.

17. Ernst F., Ruhle M., Science C. High-Resolution Imaging and Spectrometry of Materials. Berlin: Springer, 2003. 440 p.

18. Weirich T. Electron Crystallography. Berlin: Springer, 2006. 536 p.

Информация об авторах

Ю. Ф. Иванов – доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник Института Сильноточной электроники СО РАН.

В. Е. Громов – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля Сибирского государственного индустриального университета.

О. А. Перегудов – кандидат технических наук, доцент кафедры «Машиностроение и материаловедение», проректор по молодежной политике и воспитательной деятельности Омского государственного технического университета.

Е. С. Ващук – кандидат технических наук, доцент кафедры естественнонаучных дисциплин Филиала Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевск.

А. Н. Гостевская – научный сотрудник лаборатории ЭМиОИ, аспирант Сибирского государственного индустриального университета.

References

1. Geller, Yu. A. (1983). Tool steels. Moscow: Metallurgiya. P. 527. (In Russ.).

2. Goldstein, M. I., Grachev, S. V. & Veksler, Yu. G. (1999). Special steels. Moscow: MISIS. P. 408. (In Russ.).

3. Technology of electric welding of metals and alloys by melting. Ed. acad. B. E. Paton. Moscow: Metallurgiya. (1974). P. 768. (In Russ.).

4. Malushin, N. N. & Valuev, D. V. (2013). Ensuring the quality of parts of metallurgical equipment at all stages of their life cycle by using

plasma surfacing with heat-resistant steels. Tomsk: NTL Publishing House. P. 358. (In Russ.).

5. Malushin, N. N., Gromov, V. E., Romanov, D. A., Baschenko, L. P. & Peregudov, O. A. (2022). Hardening of heat-resistant alloys by plasma in a nitrogen environment: monograph. Novokuznetsk: Polygraphist LLC. P. 232. (In Russ.).

6. Malushin, N. N., Valuev, D. V., Osetkovsky, V. L. & Solodsky, S. A. (2015). Technologies for surfacing parts of the mining and metallurgical complex with high-hardness heat-resistant steels: monograph. Tomsk: Ed. TPU. P. 212. (In Russ.).

7. Ryabtsev, I. A., Senchenkov, I. K. (2013). Theory and practice of surfacing works. Kyiv: Ecotechnology. P. 400. (In Russ.).

8. Pokhodnya, I. K., Shlepakov, V. N., Maksimov, S. Yu. & Ryabtsev, I. A. (2010). Research and development of IES them. E.O. Paton in the field of electric arc welding and surfacing with flux-cored wire (Review). *Avtomaticeskaya svarka*, 12(692), 34–42. (In Russ.).

9. Sosnin, N. A., Ermakov, S. A. & Topolyansky, P. A. (2008). Plasma technologies. Welding, coating, hardening. Moscow: Mashinostroenie. P. 406. (In Russ.).

10. Nefediev, S. P. & Emelyushin, A. N. (2021). Influence of nitrogen on the formation of the structure and properties of plasma coatings of the 10P6M5 type. *Bulletin of the Yugorsk State University*, 3(62), 33–45. (In Russ.).

11. Volobuev, Yu. S., Volobuev, O. S., Parkhomenko, A. G., Dobrozhela, E. I. & Klimenchuk, O. S. (2012). Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams. *Welding International*, 26(8), 649–653.

12. Golovko, V. V. & Potapov, N. N. (2011). Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding. *Welding International*, 25(11), 889–893.

13. Crespo, A. C., Puchol, R. Q., González, L. P., Pérez, C. R. G., Castellanos, G., Cedré, E. D. & Ortíz, T. (2009). Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties. *Welding International*, 23(2), 120–131.

14. Puchol, R. Q., Blanco, J. R., González, L. P., Hernández, G. C. & Pérez, C. R. G. (2009). The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead. *Welding International*, 23(2), 132–140.

15. Ladd, M. & Palmer, R. (2003). *Structure Determination by X-ray Crystallography*. New York: Kluwer Academic, Plenum Publishers. P. 819.

16. Waseda, Y., Matsubara, E. & Shinoda, K. (2011). *Diffraction Crystallography. Introduction, Examples and Solved Problems*. Berlin: Springer. P. 310.

17. Ernst, F., Ruhle, M. & Science, C. (2003). *High-Resolution Imaging and Spectrometry of Materials*. Berlin: Springer. P. 440.

18. Weirich, T. (2006). *Electron Crystallography*. Berlin: Springer. P. 536.

Information about the authors

Yu. F. Ivanov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Institute of High Current Electronics SB RAS.

V. E. Gromov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Natural Sciences named after prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University.

O. A. Peregudov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of «Mechanical Engineering and Materials Science» Department, Vice-Rector, Omsk State Technical University.

E. S. Vashchuk – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Natural Science, Branch of the Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev in Prokopyevsk.

A. N. Gostevskaya – Post-Graduate Student, Researcher of the EM&OI Laboratory, Siberian State Industrial University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 08.04.2024; одобрена после рецензирования 17.05.2024; принята к публикации 27.05.2024.

The article was received by the editorial board on 08 Apr. 24; approved after reviewing 17 May 24; accepted for publication 27 May 24.