

Оригинальная статья

УДК 621.791.92:621.727:620.178

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-1(47)-35-47

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННОЙ
НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛЬЮ В СРЕДЕ АЗОТА**

© 2024 г. А. С. Чапайкин¹, В. Е. Громов¹, П. Чжан², Ю. Ф. Иванов³, Р.Е. Крюков¹,
В. В. Шляров¹, А. П. Семин¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Шанхайский университет инженерных наук (КНР, Сунцзян, Шанхай)

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

Аннотация. Методами современного физического материаловедения проведены исследования структурно-фазовых состояний и свойств плазменной наплавки из быстрорежущей стали Р18Ю в защитно-легирующей среде азота. Основным элементом структуры наплавленного слоя являются зерна, размер которых составляет 7,0 – 22,5 мкм. Микрорентгеноспектральным анализом показано, что элементный состав зерен существенно зависит от анализируемого объема материала и определяется присутствующими включениями второй фазы. Плазменная наплавка нетокующей порошковой проволокой приводит к образованию слоя, основными фазами которого являются α -железо и карбиды состава Me_6C ($Me = Fe, W$), которые формируют каркасную сетку. Эта сетка представлена двумя морфологически различными типами: в виде протяженных прослоек и областей со структурой эвтектоидного типа. Включения карбидной фазы не содержат дислокационной субструктуры и характеризуются наличием изгибных контуров экстинкции, что свидетельствует об упругих напряжениях материала наплавки. Скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций в зернах α -железа составляет $2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в сетчатой дислокационной субструктуре, объемная доля которой значительно меньше, $1,2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Методами просвечивающей электронной микроскопии в объеме зерен выявлены частицы карбида ванадия состава V_4C_3 игольчатой морфологии. Выполнена оценка параметра кристаллической решетки ($a = 2,888 \text{ \AA}$), размера областей когерентного рассеяния (44 нм) и концентрации углерода в твердом растворе α -железа (0,286 % (по массе)). Микротвердость наплавленного слоя составляет 4,7 ГПа, параметр износа $8,9 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, коэффициент трения 0,7.

Ключевые слова: плазменная наплавка, порошковая проволока, электронная микроскопия, структура, механические свойства, трибологические свойства

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

Для цитирования: Чапайкин А.С., Громов В.Е., Чжан П., Иванов Ю.Ф., Крюков Р.Е., Шляров В.В., Семин А.П. Структурно-фазовые состояния и свойства плазменной наплавки быстрорежущей сталью в среде азота. Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2024;1(47):35–47. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-35-47](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-35-47)

Original article

STRUCTURAL-PHASE STATES AND PROPERTIES OF PLASMA SURFACING WITH HIGH-SPEED STEEL IN A NITROGEN ENVIRONMENT

© 2024 A. S. Chapaikin¹, V. E. Gromov¹, P. Zhang², Yu. F. Ivanov³, R. E. Kryukov¹, V. V. Shlyarov¹, A. P. Semin¹

¹**Siberian State Industrial University** (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

²**Shanghai University of Engineering Sciences** (PRC, Songjiang, Shanghai)

³**Institute of High-Current Electronics SB RAS** (2/3 Akademicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

Abstract. Using the methods of modern physical materials science, studies of the structural-phase states and properties of plasma surfacing from high-speed steel R18Yu in a protective alloying environment of nitrogen were carried out. The main element of the structure of the deposited word is grains, the size of which is 7.0 – 22.5 microns. It has been shown that plasma surfacing with a non-current-carrying flux-cored wire leads to the formation of a layer, the main phases of which are α -Fe and carbides of composition M_6C ($M = Fe, W$), which form a frame mesh represented by two morphologically different types in the form extended layers and areas with a eutectoid-type structure. The inclusion of the carbide phase does not contain a dislocation sub-structure and is characterized by the presence of flexural extinction contours, which indicates elastic stresses of the surfacing material. The scalar density of chaotically distributed dislocations in α -Fe grains is $2.2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, and in the network dislocation substructure $1.2 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$. Using transmission electron microscopy, particles of vanadium carbide of composition V_4C_3 with needle-like morphology were identified in the volume of grains. The crystal lattice parameter ($a = 2.888 \text{ \AA}$), the size of coherent scattering regions (44 nm) and the carbon concentration in the α -Fe solid solution (0.286 wt.%) were assessed. The microhardness of the deposited layer is 4.7 GPa, the wear parameter is $8.9 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$, the thorn coefficient is 0.7.

Keywords: plasma surfacing, flux-cored wire, electron microscopy, structure, mechanical properties, tribological properties

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

For citation: Chapaikin, A.S., Gromov, V.E., Zhang, P., Ivanov, Yu.F., Kryukov, R.E., Shlyarov, V.V., Semin, A.P. Structural-phase states and properties of plasma surfacing with high-speed steel in a nitrogen environment. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;1(47):35–47. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-35-47](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-35-47)

Введение

Для эффективной защиты металлов и сплавов от различных видов внешних воздействий (износа, коррозии, статических и динамических нагрузок) в горнодобывающей, строительной и металлургической отраслях используется наплавка, которая обеспечивает высокие механические свойства [1, 2]. Получение покрытий с высокими эксплуатационными характеристиками, обеспечивающими повышение надежности и долговечности работы изделий в экстремальных условиях, характеризующихся повышенными механическими нагрузками, износом, коррозией, наличием агрессивных сред и циклическим воздействием, является фундаментальной и прак-

тически значимой задачей [3]. Данную задачу решают путем разработки и использования в технологиях новых наплавочных материалов, содержащих химические соединения, твердые сплавы, твердые растворы [4]. Главным фактором, определяющим упрочнение, является выбранный материал покрытия, отличающийся от основного материала детали и обеспечивающий требуемые свойства поверхности [5].

В последние годы получили развитие научные исследования и практические разработки в области плазменной наплавки сталями высокой твердости (P18, P6M5, P2M9 и другие) с применением азота в качестве легирующего элемента [6]. Легирование азотом позволяет значительно

повысить коррозионную стойкость сплавов, прочность, ударостойкость, абразивную износостойкость, другие свойства [7]. Это оказывается возможным вследствие повышения микротвердости структурных составляющих покрытий [8]. Плазменная наплавка на обратной полярности в защитно-легирующей среде азота с нетоковедущей присадочной порошковой проволокой обладает рядом преимуществ перед другими способами наплавки [9].

Для обоснования выбора материала наплавки, соответствующего условиям его эксплуатации, необходимо проведение тщательных исследований структуры, фазового состава [10, 11], механических и трибологических свойств [12, 13] и их эволюции при последующей термообработке [14 – 16].

Выяснение физической природы формирования повышенной твердости и износостойкости плазменной наплавки из быстрорежущих сталей возможно лишь при использовании высокоинформативного метода просвечивающей электронной микроскопии [17 – 19]. Возможности этого метода наглядно продемонстрированы в работах [4, 20 – 22].

Целью настоящей работы являлось исследование структуры, элементного и фазового составов, механических и трибологических свойств наплавленного на сталь марки 30ХГСА слоя стали Р18Ю.

Методы и принципы исследования

Образцы для исследований получали плазменной наплавкой в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой ПП-Р18Ю диаметром 3,7 мм на сталь марки 30ХГСА, содержащей 0,3 % С, 0,9 % Cr, 0,8 % Mn, 0,9 % Si (по массе). Сталь Р18Ю содержит, % (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. Плазменная наплавка проводилась с расходом защитного газа (азота) $Q_{\text{защ}} = 20 \div 22$ л/мин; расходом плазмообразующего газа (аргона) $Q_{\text{плазм}} = 6 \div 8$ л/мин. Режим плазменной наплавки на установке УД-417: сварочный ток 140 – 160 А; напряжение на дуге 50 – 55 В; скорость наплавки 18 м/ч; скорость подачи проволоки 60 м/ч; смещение зенита 10 – 12 мм; длина дуги 20 мм.

Для исследований образцы после электроискровой резки механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, а после этого электролитическим способом стравливали деформированный слой и выравнивали поверхность.

Исследования структуры и элементного состава наплавленного слоя осуществляли на сканирующем электронном микроскопе КУКУ-ЕМ6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом. Предварительно образцы подвергали травлению 4 %-ным спиртовым раствором азот-

ной кислоты с выдержкой в нем в течение 10 с. Фазовый состав и дефектную субструктуру наплавленного слоя изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100, JEOL) [17 – 19]. Объектом исследования являлись фольги, изготовленные методом электрополировки в растворе хромового ангидрида (CrO_3 , 50 г) в ортофосфорной кислоте (H_3PO_4 , 450 мл). Состояние кристаллической решетки и фазовый состав наплавленного слоя изучали методами рентгеноструктурного анализа. Съемки осуществляли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8Н, оснащенный параболическим зеркалом на первичном пучке и позиционно-чувствительным детектором Mythen 2R 1D (640 каналов, размер одного стрипа 50 мкм). Ускоряющее напряжение, подаваемое на рентгеновскую трубку, составляло 40 кВ, ток – 20 мА. Съемки осуществляли без вращения образца. Во всех случаях угловой диапазон по 2θ составлял 10 – 140°, шаг сканирования на скоростных съемках – 0,5°, время экспозиции – 5 с. Идентификация фазового состава, качественный и количественный фазовый анализ, а также уточнение параметров структуры выполнены при помощи программного комплекса «КДА» (Кристаллография и дифракционный анализ) со встроенной картотекой порошковых стандартов (АО ИЦ «Буревестник», версия 2023-01-24-144022.8dec10c0f).

Исследования микротвердости проводились методом Виккерса на приборе HVS-1000. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 1 Н. Исследования твердости проводили на приборе ТТХ-NHT при следующих параметрах: частота 10,0 Гц, максимальная нагрузка 50,00 мН, скорость нагружения 100,00 мН/мин, скорость разгрузки 100,00 мН/мин, пауза 5,0 с, алмазная пирамида Берковича.

Трибологические испытания осуществляли на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic) в условиях сухого трения при комнатной температуре при следующих параметрах испытаний: шарик из оксидной керамики состава Al_2O_3 диаметром 6 мм; радиус дорожки трения 2 мм; путь, пройденный контртелом, 100 м; нагрузка на индентор 10 Н.

Результаты и их обсуждение

Элементный анализ наплавленного слоя (табл. 1) позволил выявить наличие всех основных химических элементов, характерных для порошковой проволоки ПП-Р18Ю. Следует отметить присутствие в наплавленном слое атомов кислорода, что может свидетельствовать о возможном образовании включений оксидной фазы.

Элементный состав наплавки
Table 1. Elemental composition of surfacing

Элемент	Тип линии	Содержание элемента		
		% (по массе)	δ , % (по массе)	% (атом.)
C	К-серия	27,21	0,15	63,48
O	К-серия	2,74	0,08	4,80
Al	К-серия	1,06	0,02	1,10
V	К-серия	1,62	0,01	0,89
Cr	К-серия	3,26	0,02	1,76
Mn	К-серия	0,35	0,01	0,18
Fe	К-серия	51,72	0,12	25,95
W	L-серия	12,02	0,06	1,83

Кристаллизация слоя, полученного плазменной наплавкой на сталь марки 30ХГСА в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой ПП-Р18Ю, приводит к формированию структуры дендритно-ячеистого типа, характерное изображение которой приведено на рис. 1. Исследования структуры методами сканирующей электронной микроскопии осуществляли с использованием вторичных электронов (SE, secondary electrons) и обратно отраженных электронов (BSE, back scattered electrons). Так как сигнал вторичных электронов очень чувствителен к топографии поверхности, то с помощью SE-детектора получают изображения, передающие рельеф поверхности образца (рис. 1, а). Вторичные электроны имеют малую энергию (<50 эВ), поэтому мельчайшие препятствия, встретившиеся на пути вторичных электронов, поглощают их, что и объясняет чувствительность сигнала вторичных электронов к рельефу поверхности.

Детектор обратно отраженных электронов служит для наблюдения композиционного контраста. Отраженные электроны – это та часть

первичного электронного пучка, которая упруго отразилась от поверхности образца. Свойство материала отражать от себя электроны меняется в зависимости от атомного номера, поэтому BSE-изображения позволяют визуализировать разницу в среднем атомном номере между компонентами образца. Известно, что чем светлее выглядит объект на BSE-изображении, тем выше его средний атомный номер. Анализируя контраст изображения структуры наплавленного слоя, представленного на рис. 1, б, можно выделить разную яркость в градациях серого. А именно, протяженные прослойки по границам зерен (дендритов) имеют наиболее светлый контраст, что указывает на формирование этих прослоек наиболее тяжелыми элементами, то есть прослойки обогащены атомами вольфрама. Включения округлой (глобулярной) формы, расположенные в структуре хаотически и имеющие наиболее темный контраст, сформированы легкими химическими элементами, то есть обогащены атомами алюминия и, возможно, атомами кислорода.

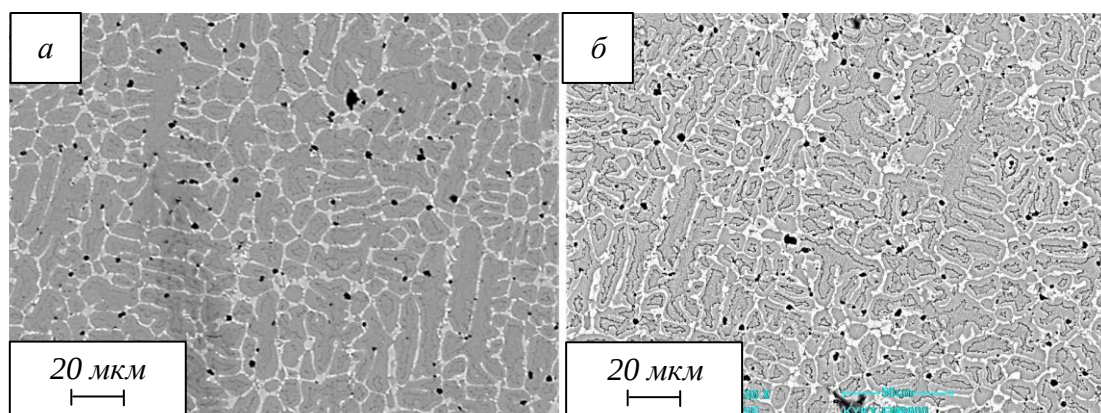


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение наплавленного слоя:
 а – СЭМ во вторичных электронах (с помощью SE-детектора); б – СЭМ в обратно отраженных электронах (с помощью BSE-детектора)

Fig. 1. Electron microscopic image of the deposited layer:
 а – SEM in secondary electrons (using an SE detector); б – SEM in back-reflected electrons (using a BSE detector)

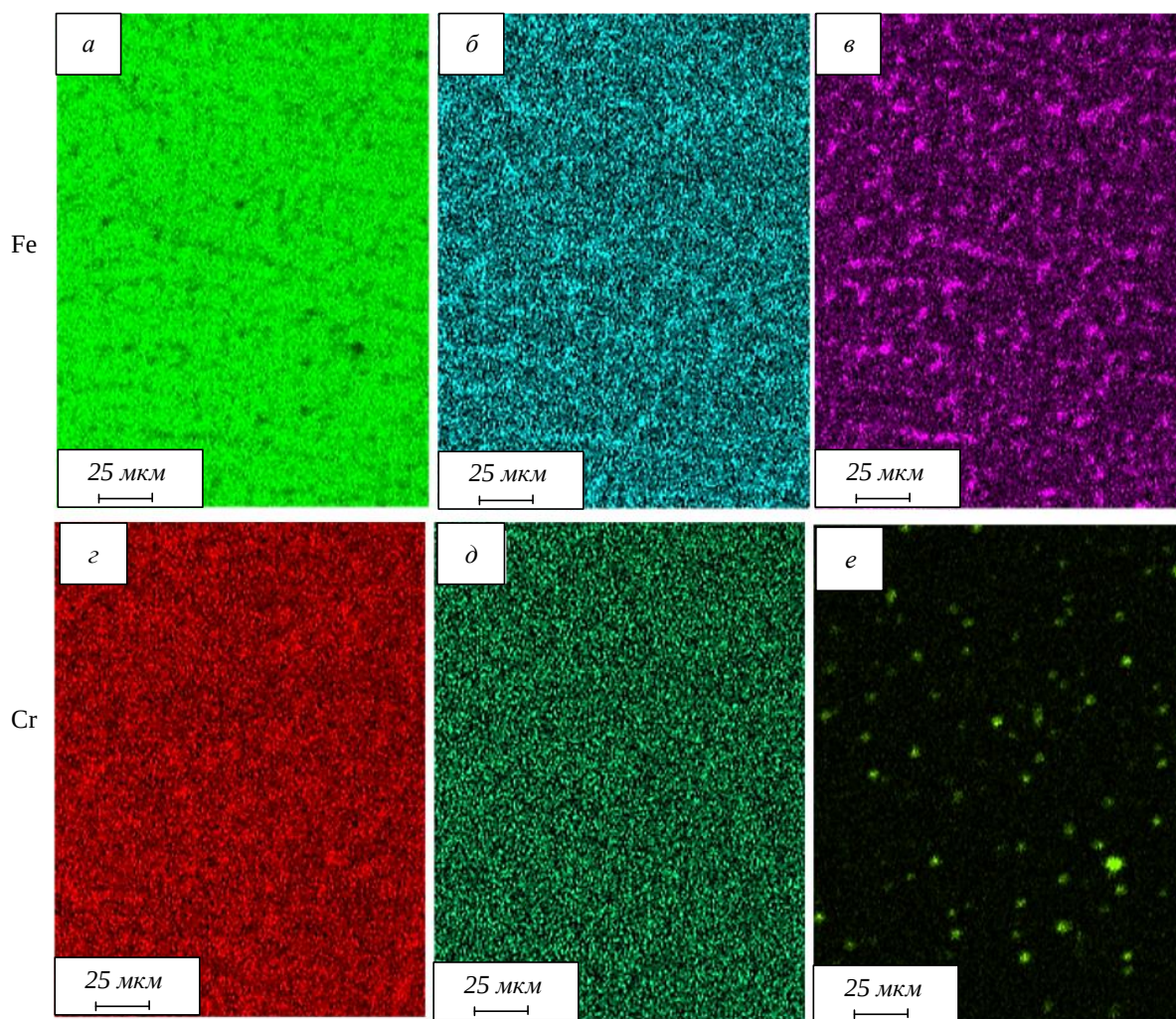


Рис. 2. Изображение участка наплавленного слоя, выявленное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (а), W (б), V (в), Cr (г), Mn (д), Al (е)

Fig. 2. Image of a section of the deposited layer, revealed in the characteristic X-ray radiation of Fe (a), W (б), V (в), Cr (г), Mn (д), Al (е) atoms

Действительно, методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что прослойки второй фазы, расположенные по границам зерен (дендритов), обогащены атомами тяжелых элементов (W, V, Cr); зерна обогащены атомами сравнительно более легких элементов (Fe, Mn, Cr); включения округлой формы обогащены атомами наиболее легких элементов (Al) (рис. 2).

Исследования методами сканирующей электронной микроскопии травленных шлифов наплавленного слоя позволили детализировать структуру материала. По морфологическому признаку условно были выделены характерные составляющие структуры, отличающиеся формой, размерами и взаимным расположением (рис. 1, 3).

Основным элементом структуры наплавленного слоя являются зерна, размер которых изменяется в пределах от 7,0 до 22,5 мкм. В большинстве случаев объем зерен по контрасту делится на две области (рис. 3): центральную, имеющую сравнительно более темный контраст

(область II), и периферийную, имеющую более светлый контраст (область I). Центральная область зерна характеризуется наличием включений второй фазы (рис. 3, в). Как отмечалось выше, наплавленный слой характеризуется наличием каркасной сетки, разделяющей материал наплавки на зерна (ячейки) (рис. 1). Каркасная сетка представлена двумя морфологически различными типами (рис. 3): протяженными сравнительно тонкими прослойками (область IV) и областями, имеющими структуру эвтектоидного типа (область III).

Фазовый состав наплавленного слоя изучали методами рентгеноструктурного (рентгенофазового) анализа. Установлено, что основной фазой наплавленного слоя является α -железо (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) (табл. 2). Помимо данной фазы отчетливо идентифицируется фаза карбида, в общем виде имеющего формулу Me_6C или $(FeW)_6C$. Возможно присутствие следов карбидов другого элементного состава. Можно отме-

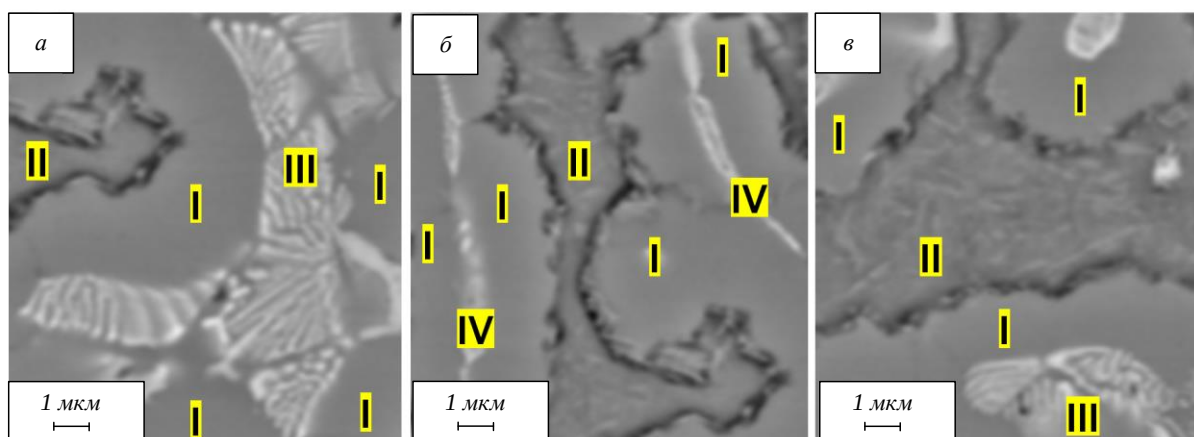


Рис. 3. Структура наплавленного слоя, выявленная методами сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа
Fig. 3. The structure of the deposited layer, revealed by scanning electron microscopy of an etched section

тить сравнительно большие значения параметра кристаллической решетки α -железа (табл. 2). Принимая во внимание, что параметр решетки a_0 чистого железа 2,866 Å, и учитывая, что основным химическим элементом, способным существенно увеличить параметр решетки α -железа, является углерод, можно оценить концентрацию углерода ΔC в твердом растворе на основе α -железа. Используя соотношение, представленное в работах [20 – 22], получаем $\Delta C = 0,55$ % (по массе), с учетом относительно содержания α -железа в наплавленном слое (0,52) концентрация атомов углерода в твердом растворе будет составлять 0,286 % (по массе).

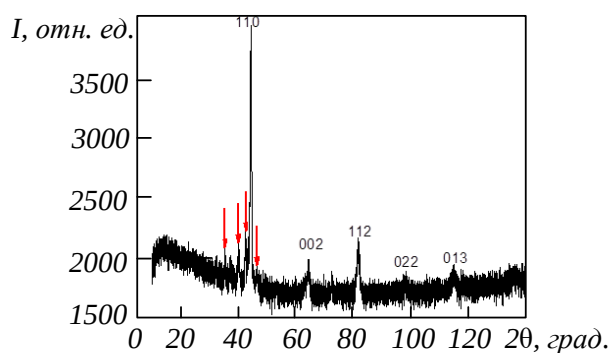


Рис. 4. Фрагмент рентгенограммы, полученной с наплавленного слоя (стрелками указаны дифракционные линии карбида состава Fe_3W_3C)

Fig. 4. Fragment of an X-ray photograph obtained from the deposited layer (arrows indicate diffraction lines of carbide with composition Fe_3W_3C)

Фазовый и элементный составы и состояние дефектной субструктуры наплавленного слоя анализировали методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа (рис. 4). Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка карбидного каркаса приведены на рис. 5 и в табл. 3. Отчетливо видно, что основными элементами каркаса являются углерод, ванадий, хром, железо, вольфрам, то есть элементы, активно участвующие в формировании карбидной фазы.

Анализ микроэлектроннограмм, полученных с участков карбидного каркаса, показал, что наиболее часто выявляются рефлексы карбида состава Me_6C (Fe_3W_3C - Fe_4W_2C), реже обнаруживаются включения, имеющие состав $Me_{12}C$ и $Me_{23}C_6$. На рис. 6 представлены результаты электронно-микроскопического анализа структуры карбидного каркаса, демонстрирующие присутствие карбида Me_6C (Fe_3W_3C - Fe_4W_2C). Можно отметить, что включения карбидной фазы не содержат дислокационной субструктуры и характеризуются наличием изгибных экстинкционных контуров (рис. 6). Последнее свидетельствует об упругих напряжениях материала наплавленного слоя.

Вторым основным элементом структуры наплавленного слоя являются зерна α -фазы. Светлопольный анализ дефектной субструктуры зерен выявил наличие в них дислокационной субструктуры. Наблюдаются зерна, в которых

Т а б л и ц а 2

Расчетные данные, полученные при анализе рентгенограммы, представленной на рис. 4.
Table 2. Calculated data obtained from the analysis of the X-ray diffraction pattern shown in fig. 4

Фаза	Доля фазы, % (по массе)	a , Å	Размеры ОКР, нм
Fe_3W_3C	48	11,096	65
α -Fe	52	2,888	44

Результаты анализа элементного состава фрагментов карбидного каркаса
Table 3. Results of analysis of the elemental composition of fragments of the carbide framework

Спектр	Содержание элемента, % (по массе)						
	C	Al	V	Cr	Mn	Fe	W
1	3,56	0,14	3,93	3,77	0,15	25,18	63,28
2	5,75	0,03	3,52	4,06	0,28	23,98	62,43

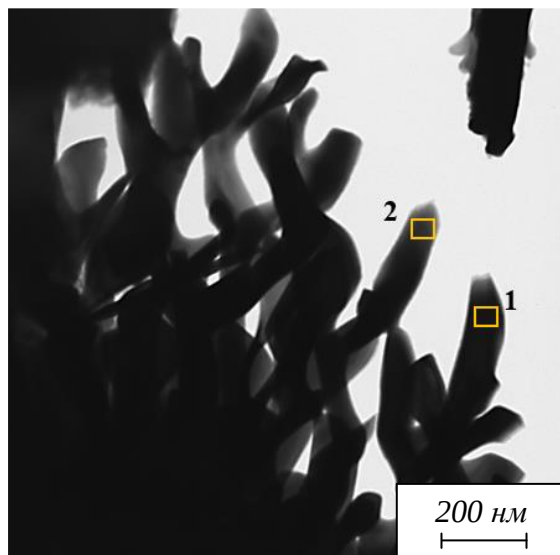


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (выделены области анализа элементного состава)

Fig. 5. Electron microscopic image of the structure of the deposited layer (areas of elemental composition analysis are identified)

дислокации распределены хаотически. В этом случае скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle$ составляет $2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Реже наблюдается сетчатая дислокационная субструктура: в этом случае скалярная плотность дислокаций существенно выше и составляет $1,2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа различных областей объема зерен α -фазы (табл. 4) свидетельствуют, что элементный состав зерна существенным образом зависит от анализируемого объема материала и определяется присутствующими в зерне включениями второй фазы.

На рис. 7 приведен пример анализа включений второй фазы, образующихся в зернах α -фазы в процессе формирования наплавленного слоя. Методами светлопольного (рис. 7, а) и темнопольного (рис. 7, з) анализа в объеме зерна выявлено присутствие частиц второй фазы игольчатой морфологии. Анализ микроэлектронограммы (рис. 7, б) позволяет утверждать, что данные частицы являются карбидом ванадия состава V_4C_3 .

Исследование прочностных свойств наплавленного слоя показали, что микротвердость по-

верхностного слоя составляет 4,7 ГПа. Трибологические свойства наплавленного слоя, выявленные в условиях сухого трения, показали, что параметр износа поверхностного слоя составляет $8,9 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$; коэффициент трения 0,7.

Выводы

В работе выполнены исследования элементного и фазового составов, структуры, механических и трибологических свойств поверхностного слоя стали Р18Ю, сформированного плазменной наплавкой в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой ПП-Р18Ю диаметром 3,7 мм на сталь марки 30ХГСА. Плазменная наплавка приводит к формированию слоя, основными фазами которого являются α -железо (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) и карбид состава Me_6C (Fe_3W_3C - Fe_4W_2C). Выявлено, что карбид состава Me_6C (Fe_3W_3C - Fe_4W_2C) формирует каркасную сетку и является основной упрочняющей фазой наплавленного слоя. Установлено, что процесс формирования наплавленного слоя сопровождается распадом твердого раствора на основе α -железа с формированием в объеме зерен наноразмерных частиц карбидной фазы. Микротвердость слоя составляет 4,7 ГПа, параметр износа $8,9 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, коэффициент трения 0,7.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технологии наплавки деталей горно-металлургического комплекса сталями высокой твердости / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев, В.Л. Осетковский, С.А. Солодский. Томск: Изд-во ТПУ, 2015:212.
2. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота / Н.Н. Малушин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, Л.П. Башенко, О.А. Перегузов. Новокузнецк: Полиграфист, 2022:232. EDN:JUAWCF.
3. Износостойкие наплавки на сталь: структура, фазовый состав и свойства / С.В. Райков, В.Е. Кормышев, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов. Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017:318. EDN: ZVIXED.
4. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавочных работ. Киев: Еко-технологія, 2013:400.

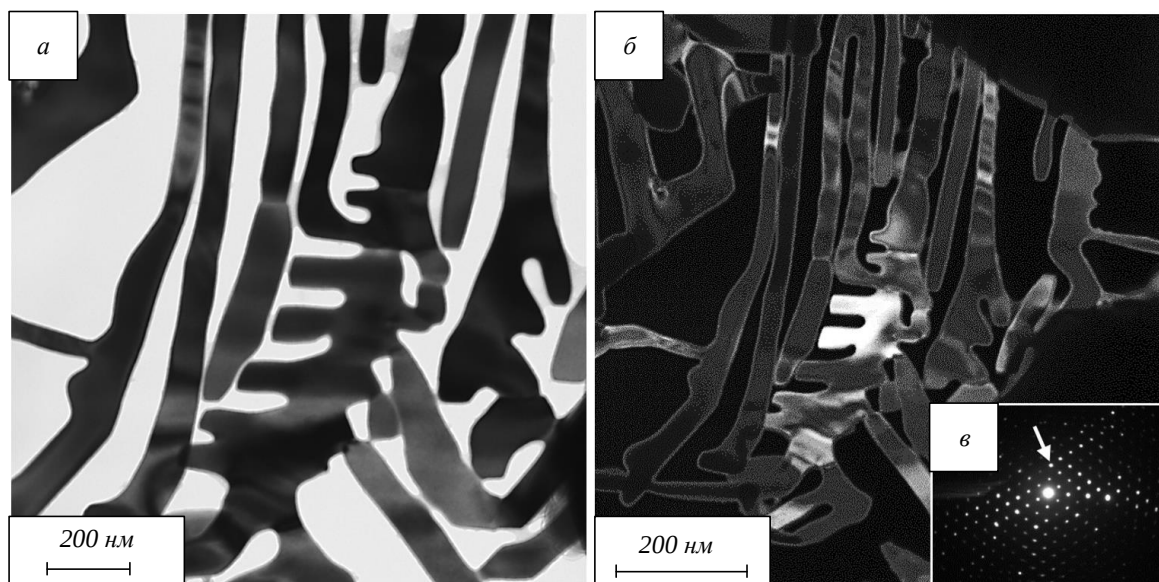


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение структуры карбидного каркаса
 а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[004]Me_6C$ (Fe_3W_3C); в – микроэлектроннограмма
 (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 6. Electron microscopic image of the structure of the carbide framework:
 а – bright field; б – dark field obtained in the $[004]Me_6C$ (Fe_3W_3C) reflection; в – microelectronogram
 (the arrow indicates the reflex in which the dark field was obtained)

5. 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. *Автоматическая сварка*. 2010;(12):34–42.
6. Вдовин К.Н., Никитенко О.А., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А. Изучение влияния азотированного феррованадия на параметры микроструктуры литых изделий из стали Гадфильда. *Литейщик России*. 2018;(3):23–27.
7. Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5. *Вестник Югорского государственного университета*. 2021;(3):33–45. <http://dx.doi.org/10.17816/byusu20210233-45>. EDN: XEXXML
8. Кутепов С.Н., Калинин А.А., Гвоздев А.Е. Современные стали для быстрорежущей обработки металлических сплавов. *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. 2018;(10):597–607. EDN: YRBJHN.
9. Rakhadilov B.K., Wieleba W., Kylyshkanov M.K., Kenesbekov A.B., Maulet M. Structure

Т а б л и ц а 4

Результаты анализа элементного состава объема зерна α -фазы
 Table 4. Results of analysis of the elemental composition of the α -phase grain volume

Спектр	Содержание элемента, % (по массе)						
	C	Al	V	Cr	Mn	Fe	W
1	0,22	0,15	0,35	1,94	0,19	24,69	72,91
2	1,23	0,30	1,98	3,74	0,29	41,69	50,77
3	0,52	0,04	0,98	3,24	0,09	42,61	51,31

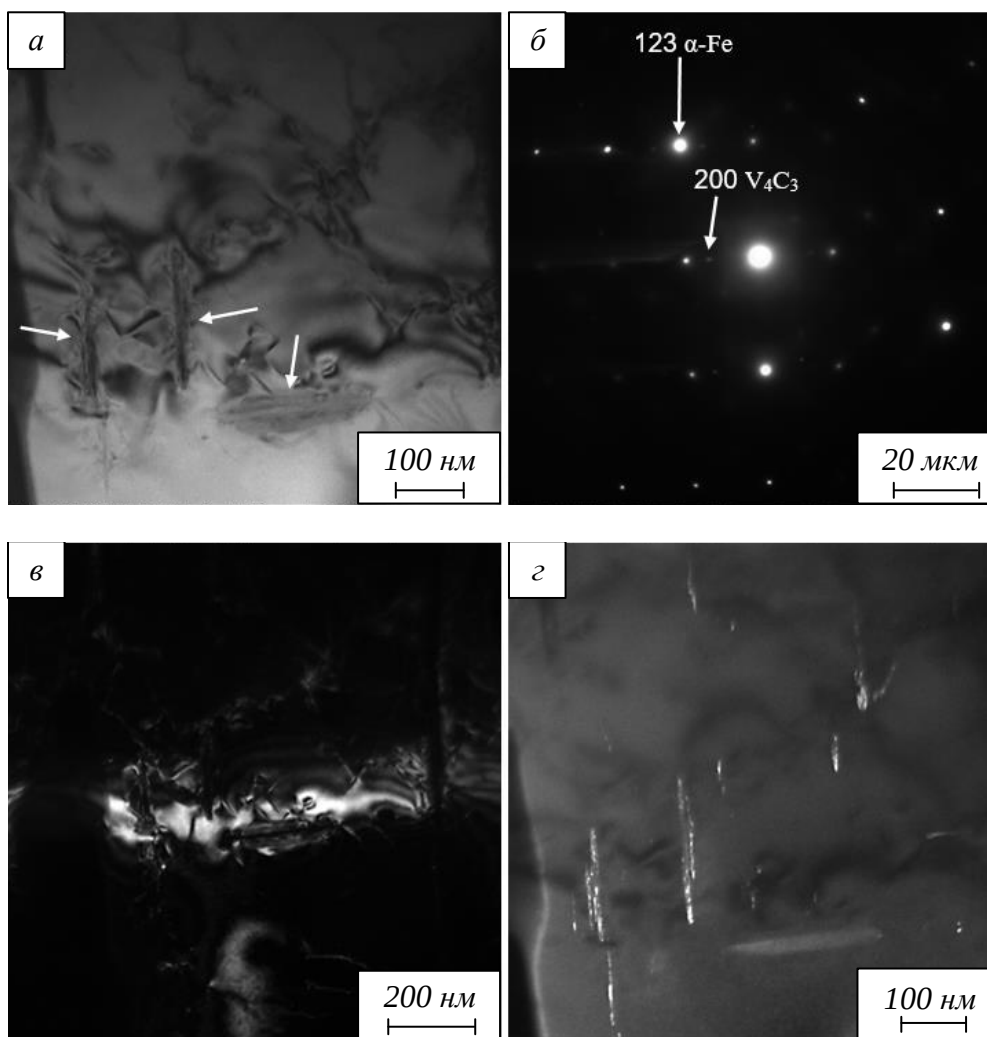


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение структуры зерна α -фазы:
 а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в, з – темное поле, полученное в рефлексах [123] α -Fe и [004] V_4C_3 (стрелками указано на поз. а – частицы карбидной фазы; на поз. б – рефлекс, в которых получено темное поле)

Fig. 7. Electron microscopic image of the grain structure of the α -phase:

а – a light field; б – a microelectronogram; в, з – a dark field obtained in reflexes [123] α -Fe and [004] V_4C_3 (arrows indicated in pos. а – particles of the carbide phase; in pos. б – reflexes in which a dark field is obtained)

and phase composition of high-speed steels. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2020;2(98):83–92.

<https://doi.org/10.31489/2020Ph2/83-92>.

EDN: ZHOEOP.

10. Киреев В.П. Упрочнение быстрорежущей стали динамическим микролегированием и его влияние на износостойкость режущего инструмента. *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2015;17:6(2):414–418. EDN: WDCVAB.
11. Rakhadilov B.K., Zhurero L.G., Scheffler M., Khassenov A.K. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2018;3(91):59–65. EDN: KJWHYN.
12. Ouyang Q., Luo P., Zhang F., He Q., Wang Y., Li S. Analyzing the effect of CeB6 on microstructure and mechanical properties of high-

speed steel consolidated by powder metallurgy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018;27(5):5973–5983.

<https://doi.org/10.1007/s11665-018-3675-1>

13. Ding C.-C., Zhao M.-D., Li Z.-D., Cao Y.-G. Effect of quenching temperature on microstructure and properties of high-speed axle steel. *Transactions of Materials and Heat Treatment*. 2018;39(12):49–56. <http://dx.doi.org/10.13289/j.issn.1009-6264.2018-0311>
14. Rahman N.U., Capuano L., Meer A., Rooij M., Matthews D.T.A., Walmag G., Sinnaeve M., García-Junceda A., Castillo M., Römer G.R.B.E. Development and characterization of multilayer laser cladded high speed steels. *Additive Manufacturing*. 2018;24:76–85. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.09.009>
15. Matlygin G., Savilov A., Nikolaev A., Timofeev S. Investigation of form deviations of

- high-speed steel (HSS) products under turning-milling operation using automatically programmed tools. *Science intensive technologies in mechanical engineering*. 2023;15–23. <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2023-7-15-23>
16. Petrova L., Sergeeva A., Vdovin V. Modification of a high-speed cutting tool surface by combined tungsten steel and nitrogen saturation. *Science intensive technologies in mechanical engineering*. 2023;24–32. <http://dx.doi.org/10.30987/2223-4608-2023-7-24-32>
 17. Egerton F.R. *Physical principles of electron microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
 18. Kumar C.S.S.R. *Transmission electron microscopy. Characterization of nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-38934-4>
 19. Carter C.B., Williams D.B. eds. *Transmission electron microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.
 20. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Aksenova K., Teresov A. Structure and properties of strengthening layer on Hardox 450 steel. *Materials Science and Technology*. 2017;33(17):2040–2045. <https://doi.org/10.1134/S003602952203003X>
 21. Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kapralov E.V. Phase composition and defect substructure of double surfacing, formed with V-Cr-Nb-W powder wire on steel. *Inorganic materials: Applied research*. 2017;8(2):313–317. <https://doi.org/10.1134/S2075113317020101>
 22. Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kapralov E.V. Gradient structure generated in Hardox 450 Steel with built-up layer. *Inorganic materials: Applied research*. 2018;9(3):427–432. <https://doi.org/10.1134/S2075113318030164>
- ### REFERENCES
1. Malushin N.N., Valuev D.V., Osetkovskii V.L., Solodskii S.A. *Technologies for surfacing parts of the mining and metallurgical complex with high-hardness steels*. Tomsk: Izd-vo TPU, 2015:212. (In Russ.).
 2. Malushin N.N., Gromov V.E., Romanov D.A., Bashchenko L.P., Peregudov O.A. *Hardening of heat-resistant alloys by plasma in nitrogen medium*. Novokuznetsk: Poligrafist, 2022:232. (In Russ.). EDN:JUAWCF.
 3. Raikov S.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V. *Wear-resistant surfacing on steel: structure, phase composition and properties*. Novokuznetsk: ITs Sib-GIU, 2017:318. (In Russ.).
 4. Ryabtsev I.A., Senchenkov I.K. *Theory and practice of surfacing works*. Kyiv: Ekotekhnologiya, 2013:400. (In Russ.).
 5. Pokhodnya I.K., Shlepakov V.N., Maksimov S.Yu., Ryabtsev I.A. Research and development of the E.O. Paton thermal power plant in the field of electric arc welding and surfacing with powder wire. *Avtomaticheskaya svarka*. 2010;(12):34–42. (In Russ.).
 6. Vdovin K.N., Nikitenko O.A., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. Study of the effect of nitrided ferrovanadium on the microstructure parameters of cast Gadfield steel products. *Liteishchik Rossii*. 2018;(3):23–27. (In Russ.).
 7. Nefed'ev S.P., Emelyushin A.N. Plasma-powder surfacing of nitrogen – containing wear – resistant coatings. *Vestnik Yugorskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2021;(3):33–45. (In Russ.).
 8. Kutepov S.N., Kalinin A.A., Gvozdev A.E. Modern steels for high-speed processing of metal alloys. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki*. 2018;(10):597–607. (In Russ.). EDN: JUAWCF.
 9. Rakhadilov B.K., Wieleba W., Kylyshkanov M.K., Kenesbekov A.B., Maulet M. Structure and phase composition of high - speed steels. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2020;2(98):83–92. <https://doi.org/10.31489/2020Ph2/83-92>. EDN: ZHOEOP.
 10. Kireev V.P. Hardening of high-speed steel by dynamic microalloying and its effect on the wear resistance of cutting tools. *Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*. 2015;17(6(2)):414–418. (In Russ.). EDN: WDCVAB.
 11. Rakhadilov B.K., Zhurero L.G., Scheffler M., Khassenov A.K. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2018;3(91):59–65. EDN: KJWHYN.
 12. Ouyang Q., Luo P., Zhang F., He Q., Wang Y., Li S. Analyzing the effect of CeB6 on microstructure and mechanical properties of high-speed steel consolidated by powder metallurgy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018;27(5):5973–5983. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3675-1>
 13. Ding C.-C., Zhao M.-D., Li Z.-D., Cao Y.-G. Effect of quenching temperature on microstructure and properties of high-speed axle steel. *Transactions of Materials and Heat Treatment*. 2018;39(12):49–56.

- <http://dx.doi.org/10.13289/j.issn.1009-6264.2018-0311>
14. Rahman N.U., Capuano L., Meer A., Rooij M., Matthews D.T.A., Walmag G., Sinnaeve M., García-Junceda A., Castillo M., Römer G.R.B.E. Development and characterization of multilayer laser clad high speed steels. *Additive Manufacturing*. 2018;24:76–85. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.09.009>
 15. Matlygin G., Savilov A., Nikolaev A., Timofeev S. Investigation of form deviations of high-speed steel (HSS) products under turning-milling operation using automatically programmed tools. *Science intensive technologies in mechanical engineering*. 2023;15–23. <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2023-7-15-23>
 16. Petrova L., Sergeeva A., Vdovin V. Modification of a high-speed cutting tool surface by combined tungsten steel and nitrogen saturation. *Science intensive technologies in mechanical engineering*. 2023;24–32. <http://dx.doi.org/10.30987/2223-4608-2023-7-24-32>
 17. Egerton F.R. *Physical principles of electron microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
 18. Kumar C.S.S.R. *Transmission electron microscopy. Characterization of nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-38934-4>
 19. Carter C.B., Williams D.B. eds. *Transmission electron microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.
 20. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Aksenova K., Teresov A. Structure and properties of strengthening layer on Hardox 450 steel. *Materials Science and Technology*. 2017;33(17):2040–2045. <https://doi.org/10.1134/S003602952203003X>
 21. Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kapralov E.V. Phase composition and defect substructure of double surfacing, formed with V-Cr-Nb-W powder wire on steel. *Inorganic materials: Applied research*. 2017;8(2):313–317. <https://doi.org/10.1134/S2075113317020101>
 22. Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kapralov E.V. Gradient structure generated in Hardox 450 steel with built-up layer. *Inorganic materials: Applied research*. 2018;9(3):427–432. <https://doi.org/10.1134/S2075113318030164>

Сведения об авторах

Александр Сергеевич Чапайкин, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М.

Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: tchapajkin.s@yandex.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

Лэй Чжан, доктор, профессор, Школа материаловедения и инженерии, Шанхайский совместный инновационный центр передовых лазерных производственных технологий

E-mail: peilei@sues.edu.cn

ORCID: 0000-0002-2342-5832

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН

E-mail: yufi55@mail.ru

ORCID: 0000-0001-8022-7958

Роман Евгеньевич Крюков, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: rek_nzrmk@mail.ru

ORCID: 0000-0002-3394-7941

Виталий Владиславович Шляров, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: shlyarov@mail.ru

ORCID: 0000-0001-8130-648X

Александр Петрович Семин, к.т.н., старший научный сотрудник, доцент кафедры инженерных конструкций, строительных технологий и материалов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: syomin53@gmail.com

ORCID: 0000-0002-3989-7420

Information about the authors:

Alexander S. Chapajkin, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

E-mail: tchapajkin.s@yandex.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

Peilei Zhang, Dr., Prof, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Collaborative Innovation Center of Laser Advanced Manufacturing Technology

E-mail: peilei@sues.edu.cn

ORCID: 0000-0002-2342-5832

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High Current Electronics SB RAS

E-mail: yufi55@mail.ru

ORCID: 0000-0001-8022-7958

Roman E. Kryukov, Dr. Sci.(Eng.), Professor of the Department of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University

E-mail: rek_nzrmk@mail.ru

ORCID: 0000-0002-3394-7941

Vitaly V. Shlyarov, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Researcher of Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

E-mail: shlyarov@mail.ru

ORCID: 0000-0001-8130-648X

Alexander P. Semin, Cand. Sci. (Eng.), senior researcher, associate professor of the department of engineering structures, construction technologies and materials, Siberian State Industrial University

E-mail: syomin53@gmail.com

ORCID: 0000-0002-3989-7420

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 06.10.2023

После доработки 01.11.2023

Принята к публикации 14.11.2023

Received 06.10.2023

Revised 01.11.2023

Accepted 14.11.2023