

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 536.425:539.25:539:351

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.03.002

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ

Виктор Евгеньевич Громов¹, Юрий Федорович Иванов²,
Сергей Сергеевич Миненко¹, Александр Петрович Семин¹,
Александр Сергеевич Чапайкин¹, Ирина Викторовна Баклушина¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654006, Новокузнецк, Россия

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

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

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

mss121278@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0003-6592-2276>

syomin53@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3989-7420>

thapajkin.as@yandex.ru, <https://orcid.org/0009-0009-8160-7827>

baklushina@rambler.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4487-3260>

Аннотация. Методами современного физического материаловедения (оптическая сканирующая электронная микроскопия, измерение микротвердости) исследованы структурно-фазовые состояния и свойства плазменной наплавки токоведущей порошковой проволокой в среде азота быстрорежущей молибденовой стали типа М10 на подложку из среднеуглеродистой стали 30 ХГСА. Сформированный слой толщиной ~10 мм имеет поликристаллическую структуру дендритного типа. Методами картирования выявлена локализация молибдена, хрома, алюминия, кремния в структуре наплавки. Методом микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» показано, что в областях материала, обогащенных атомами алюминия, присутствуют углерод, азот и кислород. Это приводит к образованию оксикарбонитридов субмикронных размеров, расположенных хаотически. Относительное содержание всех элементов наплавки, исключая углерод, кислород и марганец, снижается по мере приближения к зоне контакта наплавка-подложка. Построенный профиль микротвердости выявил существенную ее зависимость от расстояния до подложки. Максимальной микротвердостью (среднее значение 5,60 ГПа) обладает поверхностный слой толщиной ~1 мм. По мере удаления от поверхности микротвердость резко снижается, приближаясь к микротвердости подложки. Среднее значение микротвердости наплавки ~ в 1,8 раза превышает микротвердость стали 30ХГСА (подложка).

Ключевые слова: электродуговая наплавка, молибденовая быстрорежущая сталь, структура, микротвердость, локализация, элементный состав.

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-419-00186>.

Для цитирования: Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Миненко С.С., Семин А.П., Баклушина И.В. Структура и свойства наплавки быстрорежущей молибденовой стали // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2025. Т. 22, № 3. С. 262-271. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.03.002.

Original article

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH SPEED MOLYBDENUM STEEL SURFACING

Victor E. Gromov¹, Yuri F. Ivanov², Sergey S. Minenko¹, Alexander Pro Semin¹,
Irina V Baklushina¹¹Siberian State Industrial University, st. Kirova, 42, 654006, Novokuznetsk, Russia²Institute of High Current Electronics SB RAS, Akademichesky Ave., 2/3, 634055, Tomsk, Russiagromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>mss121278@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0003-6592-2276>syomin53@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3989-7420>thapajkin.as@yandex.ru, <https://orcid.org/0009-0009-8160-7827>

baklushina@rambler.ru

Abstract. Using methods of modern physical materials science (optical, scanning electron microscopy, microhardness measurement), the structural-phase states and properties of plasma surfacing with current-carrying flux-cored wire in a nitrogen environment of high-speed molybdenum steel type M10 on a substrate of medium-carbon steel 30 KhGSA were studied. The formed layer is ~10 mm thick. It has a polycrystalline dendritic structure. Mapping methods revealed the localization of molybdenum, chromium, aluminum, and silicon in the structure of the surfacing. Using the point-by-point X-ray spectral microanalysis method, it was shown that carbon, nitrogen and oxygen are present in areas of the material enriched with aluminum atoms. This leads to the formation of oxycarbonitrides of submicron size, randomly located. The relative content of all surfacing elements, excluding carbon, oxygen and manganese, decreases as one approaches the surfacing-substrate contact zone. The constructed microhardness profile revealed its significant dependence on the distance to the substrate. The surface layer with a thickness of ~1 mm has the maximum microhardness (average value 5.60 GPa). As one moves away from the surface, the microhardness decreases sharply, approaching the microhardness of the substrate. The average microhardness of the surfacing is ~1.8 times higher than the microhardness of 30KhGSA steel (substrate).

Keywords: plasma surfacing, molybdenum high-speed steel, structure, microhardness, localization, elemental composition.

Acknowledgements: The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-419-00186>.

For citation: Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Minenko S.S., Semin A.P., Baklushina I.V. (2025). Structure and properties of high-speed molybdenum surfacing. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 22(3), 262-271. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.03.002.

Введение

Быстрорежущие стали – это разновидность высокоуглеродистых мартенситных сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы (в основном вольфрам, молибден, ванадий и другие). За прошедшее столетие с момента создания быстрорежущей стали P18 для конкретных задач металлообрабатывающей, машиностроительной и металлургической отраслей промышленности были разработаны вольфраммолибденовые стали P6M5, P7M4K5 и другие. Дальнейшее направление в создании новых марок быстрорежущих сталей связано с заменой дефицитного и дорогого вольфрама на молибден. Обоснованность такой замены обусловлена тем, что Mo и W расположены в одной группе и соседних периодах Периодиче-

ской таблицы элементов Д.И. Менделеева, что предполагает достаточно близкое их влияние на структуру и свойства быстрорежущих сталей [1].

Известно, что твердость быстрорежущих сталей в основном зависит от твердости мартенситной матрицы, типа и количества карбидов, их размеров и когерентности с матрицей [2, 3]. С учетом этого, молибденовые быстрорежущие стали могут заметно отличаться от вольфрамовых и вольфраммолибденовых [4]. Это обусловлено тем, что растворимость молибдена в аустените выше, чем для сплавов системы Fe-W-C при равной в них концентрации углерода. В связи с этим можно обоснованно полагать, что твердость молибденовых сталей после отпуска и теплостойкость должны быть больше, чем у вольфрамовых и вольфраммо-

либденовых быстрорежущих сталей. Эвтектика молибденовых сталей должна быть тоньше, а ее нерастворимые карбиды мельче, чем у вольфрамовых сталей [4, 5]. Распределение карбидов в молибденовых быстрорежущих сталях более равномерно, поскольку формирующиеся при затвердевании эвтектики карбиды Me_2C при дальнейшей термообработке распадаются на карбиды Me_6C и MC [4, 5]. Карбиды Me_6C и MC оказываются более мелкими. Это позволяет предполагать, что их тормозящее влияние на рост зерен аустенита при нагреве до закалочных температур будет больше, чем нерастворимых карбидов вольфрамовых и вольфраммолибденовых сталей. Это приводит к получению в молибденовых сталях мелкозернистой структуры и высокой прочности. Оптимизация диспергирования карбидов с акцентом на карбид MeC с высокой твердостью путем легирования или термической обработки встречает определенные трудности [6-9]. Например, ванадий, как отмечено в [5], способствует зародышеобразованию карбида MeC и разложению Me_2C , но ограничивает формирование скелетообразного карбида Me_6C . Избыточное содержание V приводит к росту аустенита в затвердевшей микроструктуре и соответствующему снижению твердости быстрорежущей стали. Нехватка V не сможет предотвратить образование первичных карбидов [12-14].

В последние годы активно реализуется идея создания быстрорежущих сталей с высокой твердостью, термической стойкостью и ударной вязкостью на основе высокоэнтروпийных (ВЭС) и среднеэнтروпийных (СЭС) сплавов сложного состава, благодаря твердорастворному упрочнению и упрочнению нановыделениями.

Направление исследований ВЭС и СЭС при создании быстрорежущих сталей является весьма перспективным с точки зрения стоимости недорогих элементов (в данном случае Fe). Имея при этом в сплаве 3 и более других элементов в эквиатомном соотношении, конфигурационная энтропия увеличивается, составляя порядка $1,0-1,5 R$ [15-22]. В работе [13] методом лазерной наплавки получено покрытие быстрорежущей стали состава $Fe_{68}(Al,Co,Cr,Cu,Mo,Ni,V,W)_{32}$ ат. %. Введение Al и Co улучшают прочность и усиливает вторичное упрочнение [24,25], а Cu может образовывать нано размерные карбиды для до-

стижения желаемого результата сочетания прочности и ударной вязкости [26]. Добавки таких антиоксидантных элементов как Al , Co , Cr обеспечивают более низкие значения термического износа по сравнению с наплавкой традиционным быстрорезом $R6M5$ [27], при этом микроструктура СЭС покрытия не отличается от традиционного быстрорежущего: мартенситная матрица и карбидный каркас [23].

В последние годы активно проводятся научные исследования и практические разработки в области ресурсосберегающих и энергоэффективных технологий плазменной и электродуговой наплавки высокой твердости быстрорежущими сталями [10, 11]. Использование при этом азота в качестве легирующего элемента позволяет существенно повысить износостойкость, прочность, коррозию и ударостойкость, что обеспечивается повышением микротвердости структурных составляющих покрытий за счет формирования карбонитридов. Электродуговая наплавка в защитно-легирующей среде азота с токоведущей присадочной порошковой проволокой обладает значительными преимуществами перед другими способами наплавки [10, 11].

Однако в зарубежной и отечественной литературе имеется крайне ограниченное число исследований методами современного физического материаловедения, посвященных установлению природы формирования повышенных функциональных свойств наплавки быстрорежущих сталей типа $M10$, что препятствует их широкому практическому использованию.

Целью настоящей работы является изучение структуры и свойств плазменной наплавки из быстрорежущей стали $M10$.

Материал и методы исследования

Образцы для исследований получали электродуговой наплавкой в среде азота токоведущей порошковой проволокой на сталь $30XГСА$. Химический состав стали $30XГСА$, (масс %): $C - 0,3$; $Cr - 0,9$; $Mn - 0,8$; $Si - 0,9$. Химический состав наплавки $M10$ (масс %): $Mo - 8,85$; $Cr - 3,57$; $Co - 2,12$; $Al - 0,46$; $Si - 1,12$; $V - 0,05$; $Mn - 0,56$. В качестве защитного газа использовали технический азот (ГОСТ 9293-74) с расходом $20 - 22$ л/мин. Режим электродуговой наплавки на установке УД-417 приведен в таблице 1.

Таблица 1. Режим наплавки сплава М10 на сталь 30ХГСА**Table 1.** Surfacing mode of M10 alloy on 30KhGSA steel

Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Скорость наплавки, м/ч	Длина дуги, мм
145	50	18	20

Наплавку проводили в четыре слоя общей толщиной ~ 10 мм.

При подготовке материала исследования образцы после электроискровой резки механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте и, 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 и приставкой для микрорентгеноспектрального анализа элементного состава. Исследования микротвердости проводили методом Виккерса на приборе HVS-1000. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 1 Н.

Результаты и их обсуждение

Кристаллизация слоя, полученного плазменной наплавкой на сталь 30ХГСА в среде азота токоведущей порошковой проволокой М9Ю, приводит к формированию поликристаллической структуры дендритного типа (рис. 1).

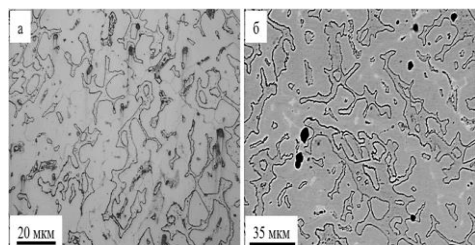


Рис. 1. Изображение структуры травленной поверхности наплавленного слоя, полученное методами оптической (а) и сканирующей электронной (б) микроскопии.

Fig. 1. Image of the structure of the etched surface of the deposited layer, obtained by optical (a) and scanning electron (b) microscopy

Представленные на рис. 2 результаты построения профиля микротвердости выявили существенную зависимость микротвердости наплавленного слоя от расстояния до подложки.

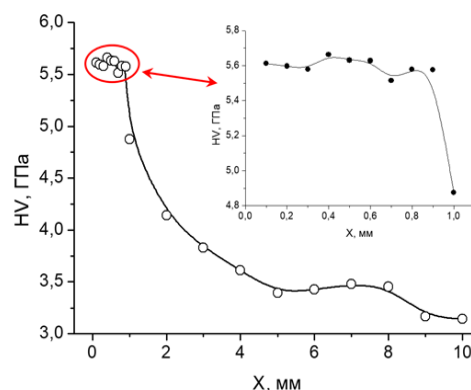


Рис. 2. Профиль микротвердости системы «наплавка (быстрорежущая сталь на базе М10)/(сталь 30ХГСА) подложка».

Fig. 1. Image of the structure of the etched surface of the deposited layer, obtained by optical (a) and scanning electron (b) microscopy

Наибольшей микротвердостью, среднее значение которой 5,60 ГПа (при вариации значений от 5,51 ГПа до 5,66 ГПа), обладает поверхностный слой толщиной ~1 мм (рис. 2, вставка). При большем удалении от поверхности микротвердость резко снижается, приближаясь к микротвердости подложки – сталь 30ХГСА.

Очевидно, что результаты, полученные при определении микротвердости, свидетельствуют о зависимости структурно-фазового состояния системы «наплавка/подложка» от расстояния до подложки, определяемого, в том числе, элементарным составом материала. Элементарный состав поверхностного слоя наплавки, выявленный методами микрорентгеноспектрального анализа (рис. 3, табл. 2), показал наличие химических элементов, соответствующих паспортному составу данного сплава.

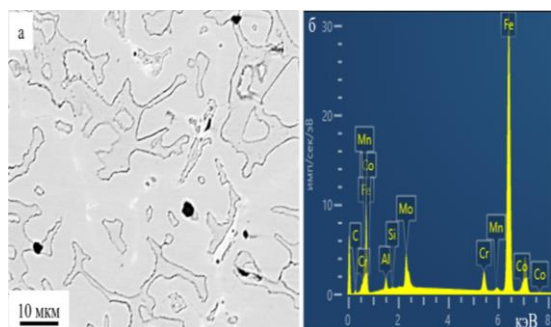


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности наплавленного слоя после полирования и травления (а); б – энергетические спектры, полученные с участка наплавки, изображенного на (а).

Fig. 3. Electron microscopic image of the surface structure of the deposited layer after polishing and etching (a); b – energy spectra obtained from the deposited area shown in (a).

Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава участка наплавленного слоя, электронно-микроскопическое изображение которого представлено на рис. 3, а.

Table 2. Results of the micro-X-ray spectral analysis of the elemental composition of a section of the deposited layer, the electron microscopic image of which is shown in Fig. 3, a.

Элемент	Тип линии	Вес %	Атом. %
C	K-серия	5.32	20.90
Al	K-серия	1.73	3.02
Si	K-серия	0.15	0.24
Cr	K-серия	3.37	3.06
Mn	K-серия	0.31	0.26
Fe	K-серия	80.43	67.89
Co	K-серия	1.17	0.94
Mo	L-серия	7.52	3.69
Всего		100.00	100.00

Однородность распределения химических элементов, формирующих поверхностный слой наплавленного материала, анализировали методами картирования. Выполненные исследования, результаты которых представлены на рис. 4, свидетельствуют о локализации ряда химических элементов, а именно, молибдена, хрома, алюминия и кремния.

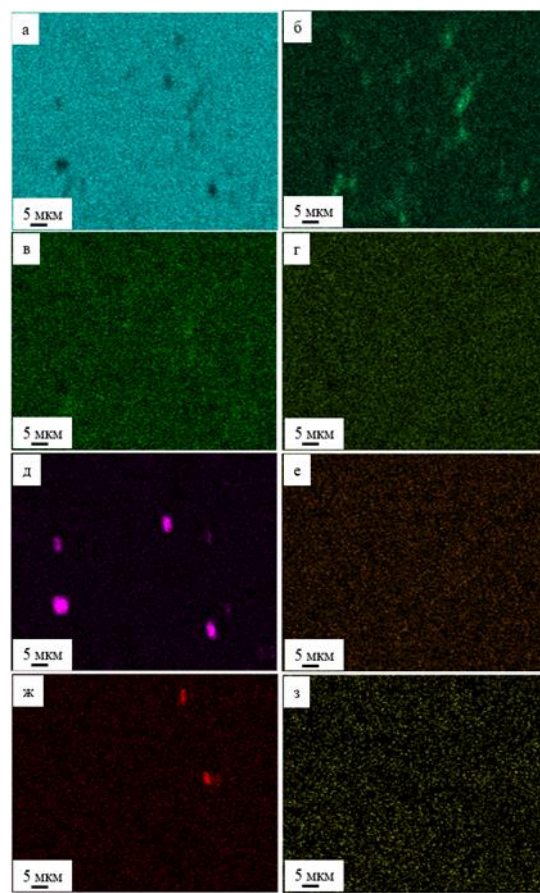


Рис. 4. Распределение химических элементов наплавленного слоя, выявленное методами картирования: Fe (а), Mo (б), Cr (в), Co (г), Al (д), Mn (е), Si (ж), C (з).

Fig. 4. Distribution of chemical elements of the deposited layer, revealed by mapping methods: Fe (a), Mo (b), Cr (c), Co (d), Al (e), Mn (f), Si (g), C (h).

Исследования элементного состава методами микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» позволили уточнить распределение химических элементов поверхностного слоя наплавленного материала. Результаты исследований, представленные в таблице 3 и на рис. 5, подтверждают неоднородное распределение химических элементов в наплавленном слое, выявленное методами картирования (рис. 4). Вместе с тем метод микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» показал, что области материала, обогащенные атомами алюминия, содержат атомы углерода, азота и кислорода (рис. 5, обл. 1, табл. 3). Это позволяет утверждать, что алюминий в таких участках наплавки формирует оксикарбонитриды. Отметим, что два других участка наплавленного материала, подвергнутых микрорентгеноспектрально-

му анализу (рис. 5, обл. 2 и обл. 3), атомов азота и кислорода не содержат (табл. 3).

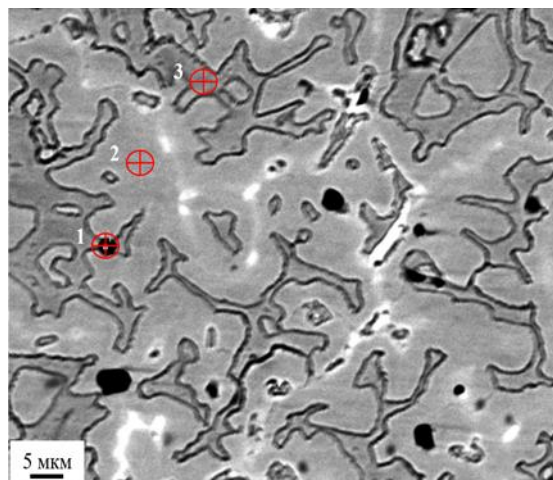


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности напавленного материала; цифрами и значками обозначены области микрорентгеноспектрального анализа, результаты которого приведены в табл. 3.

Fig. 5. Electron microscopic image of the surface structure of the deposited material; the numbers and icons indicate the areas of the micro-X-ray spectral analysis, the results of which are given in Table 3.

Таблица 3. Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава участков напавленного слоя, обозначенных цифрами и значками на рис. 5.

Table 3. Results of the micro-X-ray spectral analysis of the elemental composition of the deposited layer areas indicated by numbers and icons in Fig. 5.

Элемент	Состав, вес. %		
	Участок 1	Участок 2	Участок 3
C	6.53	4.83	6.06
N	19.78	0.0	0.0
O	2.7	0.0	0.0
Al	48.74	1.33	1.36
Si	0.0	0.0	0.18
Cr	1.59	3.49	3.47
Mn	0.53	0.0	0.0
Fe	16.48	83.90	82.05
Mo	3.65	6.45	6.88

Исследование структуры поперечного сечения напавленного слоя позволило провести анализ изменения элементного состава и дефектной субструктуры материала по глубине.

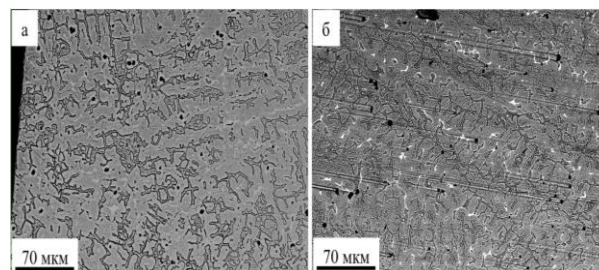


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа напавленного материала: а – поверхностный слой; б – слой, расположенный на глубине 3 мм.

Fig. 6. Electron microscopic image of the structure of a transverse section of the deposited material: а – surface layer; б – layer located at a depth of 3 mm.

Представленные в табл. 4 и на рис. 7 результаты свидетельствуют о том, что, исключая железо, основными химическими элементами напавленного материала являются углерод, молибден и хром. Относительное содержание всех элементов, исключая углерод и кислород и марганец, снижается по мере приближения к зоне контакта напавленного материала и подложки.

Таблица 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава слоев напавленного металла, расположенных на различном расстоянии от поверхности наплавки

Table 4. Results of micro X-ray spectral analysis of the elemental composition of layers of deposited metal located at different distances from the deposited surface

Элемент	Состав, вес. %			
	Поверхностный слой толщиной 350 мкм	Слой на гл. 1 мм	Слой на гл. 3 мм	Слой контакта с подложкой
C	7,01	5,56	7,09	7,37
O	1,6	0,97	0,0	1,22
Al	1,45	1,5	1,28	0,58
Si	0,16	0,12	0,19	0,33
Cr	3,32	3,37	3,26	1,19
Mn	0,3	0,32	0,51	1,02
Fe	77,88	79,73	79,46	85,24
Co	1,12	1,2	1,09	0,58
Mo	7,16	7,22	7,12	2,47

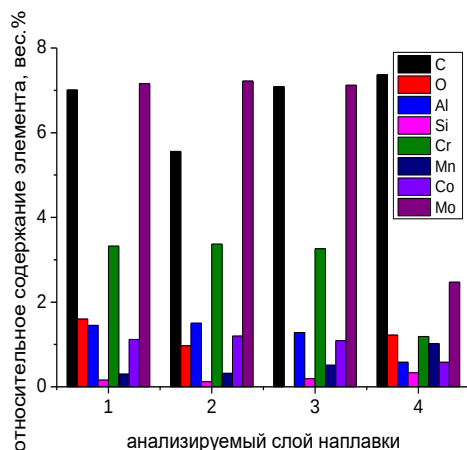


Рис. 7. Относительное содержание химических элементов в слоях, расположенных на различном расстоянии от поверхности наплавки: 1 – поверхностный слой толщиной 350 мкм; 2 – слой, расположенный на глубине 1 мм; 3 – на глубине 3 мм; 4 – в зоне контакта с подложкой.

Fig. 7. Relative content of chemical elements in layers located at different distances from the surface of the weld: 1 - surface layer 350 μ m thick; 2 - layer located at a depth of 1 mm; 3 - at a depth of 3 mm; 4 - in the contact zone with the substrate

Закключение

Таким образом, выполненные исследования слоя металла, полученного плазменной наплавкой быстрорежущей стали в среде азота токоведущей порошковой проволокой на стали 30ХГСА, выявили формирование структуры дендритного типа. Обнаружена локализация ряда химических элементов, а именно, молибдена, хрома, алюминия и кремния, кислорода и азота, в структуре наплавленного слоя. Показано, что алюминий в наплавленном слое формирует оксикарбонитриды субмикронных размеров, расположенные в структуре хаотически. Установлено, что наибольшей микротвердостью, среднее значение которой 5,60 ГПа (при вариации значений от 5,51 ГПа до 5,66 ГПа), обладает поверхностный слой толщиной ≈ 1 мм. При большем удалении от поверхности микротвердость резко снижается, приближаясь к микротвердости подложки. Среднее значение микротвердости наплавленного слоя превышает в 1,8 раза микротвердость подложки.

Список литературы

1. Кремнев Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей

// *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2009. №12(654) С. 13-19

2. Купалова И.К. Фазовый анализ и фазовый состав быстрорежущих сталей // *Заводская лаборатория*. 1983. №1. С. 27-40

3. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М: Металлургия, 1983. 525 с.

4. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов // *МиТОМ*. 2008. №11. С. 18-28

5. B. Dou., H. Zhang, Y. Tao, Q. Ma, S. Guo. Effect of Fe on type and distribution of carbides in medium-entropy high-speed steels // *Tungsten* 2023. V. 5. PP. 189-197

6. Ghomashchi MR. Quantitative microstructural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment. *Acta Mater.* 1998;46(14):5207.

7. Hwang KC, Lee S, Lee HC. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls: part I: microstructural analysis. *Mater Sci Eng A*. 1998;254:282.

8. Pan FS, Wang WQ, Tang AT, Wu LZ, Liu TT, Cheng RJ. Phase transformation refinement of coarse primary carbides in M2 high speed steel. *Prog Nat Sci-Mater*. 2011;21(2):180.

9. 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 стали в среде азота // *Вестник СибГИУ*, 2024. №1(47). С. 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)

10. Громов В.Е., Чапайкин А.С., Невский С.А. Структура, свойства и модели быстрорежущей стали после отпуска и электронно-пучковой обработки. // *Новокузнецк. Полиграфист*, 2024. 171с.

11. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekhaev A.I., Guseva T.P., Chapaykin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering // *Russian Physics Journal*. 2023. V.66. №7., November. PP. 731-739 DOI: 10.1007/s11182-023-02999-w

12. Liu H, Gu C, Zhai K, Wang C. Strengthening and toughening the FeNiCrMn medium entropy alloy by novel ultrafine precipitate networks. *Vacuum*. 2020;184:109995.

13. He JY, Wang H, Huang HL, Xu XD, Chen MW, Wu Y, Liu XJ, Nieh TG, An K, Lu ZP. A

- precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Acta Mater.* 2016;102:187.
14. Yang T, Zhao YL, Tong Y, Jiao ZB, Wei J, Cai JX, Han XD, Chen D, Hu A, Kai JJ. Multi-component intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys. *Science*. Zhang ZW. Enhanced dynamic mechanical properties and resistance to the formation of adiabatic shear band. 2018;362:933.
15. Gludovatz B, Hohenwarter A, Thurstonby Cu-rich nano-precipitates in high-strength steels. KVS, Bei H, Wu Z, George EP, Ritchie RO. *Ex-Int J Plast.* 2020;138:102924.
16. Huang H, Wang J, Yang H, Ji S, Liu Z. Alloys Compd. 2019;772:719
17. Zhang H, Pan Y, He YZ, Jiao HS. Microstructure and properties of 6FeNiCoSiCrAlTi high-entropy alloy coating prepared by laser cladding. *Appl Surf Sci.* 2011;257(6):2259.
18. Yao MJ, Pradeep KG, Tasan CC, Raabe D. A novel, single phase, non-equiatom FeMnNiCoCr high-entropy alloy with exceptional phase stability and tensile ductility. *Scripta Mater.* 2014;72–73:5.
19. Zhuang YX, Liu WJ, Chen ZY, Xue HD, He JC. Effect of elemental interaction on microstructure and mechanical properties of FeCoNiCuAl alloys. *Mater Sci Eng A.* 2012;556:395.
20. Aguilar-Hurtado JY, Vargas-Uscategui A, Zambrano-Mera D, Palma-Hillerns R. The effect of boron content on the microstructure and mechanical properties of Fe50- XMn30Co10Cr10BX(X = 0, 0.3, 0.6 and 17 wt.%) multi-component alloys prepared by arc melting. *Mater Sci Eng A.* 2019;748:244.
21. Choi M, Ondicho I, Park N, Tsuji N. Strength–ductility balance in an ultrafine-grained non-equiatom Fe50(CoCrMnNi)50 medium-entropy alloy with a fully recrystallized microstructure. *J Alloys Compd.* 2019;780:959.
22. Li RX, Wang Z, Guo ZC, Liaw P. Graded microstructures of AlLi-Mg-Zn-Cu entropic alloys under supergravity. *Sci China Mater.* 2019;62:736.
23. Zhang H, Dou B, Tang H, He YZ, Guo S. Secondary hardening in laser rapidly solidified Fe68(MoWCrVCoNiAlCu)32 medium-entropy high-speed steel coatings. *Mater Design.* 2018;159:224.
24. Ma S, Pan W, Xing J, Guo S, Fu H, Lyu P. Microstructure and hardening behavior of Al-modified Fe-1.5 wt%B-0.4 wt%C highspeed steel during heat treatment. *Mater Charact.* 2017;132:1.
25. Moon HK, Lee KB, Kwon H. Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behavior in P/M high speed steels of W-Mo–Cr–V(–Co) system. *Mater Sci Eng A.* 2008;474(1–2):328
26. Long BZ, Zhang Y, Guo CH, Cui Y, Tang H, Zhang H, Cheng L, Guo S. Novel steel coatings with enhanced hot wear resistance. *J*

Информация об авторах

В.Е. Громов - доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финке-ля Сибирского государственного индустриального университета. ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Ю.Ф. Иванов - д. ф.-м. наук, ведущий научный сотрудник, пр-т Академический, 2/3, г. Томск, Томская область, Россия, 634055; Институт сильноточной электроники СО РАН

E-mail: yufi55@mail.ru, ORCID: 0000-0001-8022-7958

С.С. Миненко - соискатель кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финке-ля, Сибирский государственный университет, 654007, г.Новокузнецк, ул. Кирова, 42,

e-mail: mss121278@mail.ru ORCID: 0009-0003-6592-2276

А.П. Семин - к.т.н., старший научный сотрудник, доцент кафедры инженерных конструкций, строительных технологий и материалов, Сибирский государственный индустриальный университет, 654006, г.Новокузнецк, ул. Кирова, 42,

e-mail: syomin53@gmail.com, ORCID: 0000-0002-3989-7420

А.С. Чапайкин - аспирант, Сибирский государственный индустриальный университет, 654007, г. Новокузнецк. Россия, ул. Кирова 42, e-mail: thapajkin.as@yandex.ru ORCID: 0009-0009-8160-7827

И.В. Баклушина – заместитель директора Института открытого образования Сибирского государственного индустриального университета. E-mail: baklushina@rambler.ru

ORCID: 0000-0003-4487-3260

References

1. Kremnev L.S., Onegina A.K., Vinogradova L.A. Features of transformations, structure and properties of molybdenum high-speed steels // *Metal Science and Heat Treatment of Metals*, 2009. No. 12 (654) P. 13-19
2. Kupalova I.K. Phase analysis and phase composition of high-speed steels // *Plant laboratory*. 1983. No. 1. P. 27-40
3. Geller Yu.A. Tool steels. Moscow: Metallurgy, 1983. 525 p.
4. Kremnev L.S. Alloying theory and creation of heat-resistant tool steels and alloys on its basis // *MiTOM*. 2008. No. 11. pp. 18-28
5. B. Dou., H. Zhang, Y. Tao, Q. Ma, S. Guo. Effect of Fe on type and distribution of carbides in medium-entropy high-speed steels // *Tungsten* 2023. V. 5. PP. 189-197
6. Ghomashchi MR. Quantitative micro-structural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment. *Acta Mater.* 1998;46(14):5207.
7. Hwang KC, Lee S, Lee HC. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls: part I: microstructural analysis. *Mater Sci Eng A*. 1998;254:282.
8. Pan FS, Wang WQ, Tang AT, Wu LZ, Liu TT, Cheng RJ. Phase transformation re-refinement of coarse primary carbides in M2 high speed steel. *Prog Nat Sci-Mater*. 2011;21(2):180.
9. Chapaykin 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 of high-speed steel in a nitrogen environment // *Bulletin of SibGIU*, 2024. No. 1(47). P. 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)
10. Gromov V.E., Chapaykin A.S., Nevsky S.A. Structure, properties and models of high-speed steel after tempering and electron-beam processing. // *Novokuznetsk. Polygraphist*, 2024. 171 p.
11. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering // *Russian Physics Journal*. 2023. V.66. №7., November. PP. 731-739 DOI: 10.1007/s11182-023-02999-w
12. Liu H, Gu C, Zhai K, Wang C. Strengthening and toughening the FeNiCrMn medium entropy alloy by novel ultrafine pre-cipitate networks. *Vacuum*. 2020;184:109995.
13. He JY, Wang H, Huang HL, Xu XD, Chen MW, Wu Y, Liu XJ, Nieh TG, An K, Lu ZP. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Acta Mater.* 2016;102:187.
14. Yang T, Zhao YL, Tong Y, Jiao ZB, Wei J, Cai JX, Han XD, Chen D, Hu A, Kai JJ. Multicomponent intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys. *Science*. 2018;362:933.
15. Gludovatz B, Hohenwarter A, Thurston KVS, Bei H, Wu Z, George EP, Ritchie RO. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures. *Nat Commun*. 2016;7:10602
16. Huang H, Wang J, Yang H, Ji S, Liu Z. Strengthening CoCrNi medium-entropy alloy by tuning lattice defects. *Scripta Mater*. 2020;188:216.
17. Zhang H, Pan Y, He YZ, Jiao HS. Microstructure and properties of 6FeNiCoSiCrAlTi high-entropy alloy coating prepared by laser cladding. *Appl Surf Sci*. 2011;257(6):2259.
18. Yao MJ, Pradeep KG, Tasan CC, Raabe D. A novel, single phase, non-equiatomic FeMnNiCoCr high-entropy alloy with exceptional phase stability and tensile ductility. *Scripta Mater*. 2014;72-73:5.
19. Zhuang YX, Liu WJ, Chen ZY, Xue HD, He JC. Effect of elemental interaction on microstructure and mechanical properties of FeCoNiCuAl alloys. *Mater Sci Eng A*. 2012;556:395.
20. Aguilar-Hurtado JY, Vargas-Uscategui A, Zambrano-Mera D, Palma-Hillerns R. The effect of boron content on the microstructure and mechanical properties of Fe50-XMn30Co10Cr10BX (X = 0, 0.3, 0.6 and 17 wt.%) multi-component alloys prepared by arc melting. *Mater Sci Eng A*. 2019;748:244.
21. Choi M, Ondicho I, Park N, Tsuji N. Strength-ductility balance in an ultrafine-grained non-equiatomic Fe50(CoCrMnNi)50 medium-entropy alloy with a fully recrystallized microstructure. *J Alloys Compd*. 2019;780:959.
22. Li RX, Wang Z, Guo ZC, Liaw P. Graded microstructures of AlLi-Mg-Zn-Cu entropic alloys under supergravity. *Sci China Mater*. 2019;62:736.
23. Zhang H, Dou B, Tang H, He YZ, Guo S. Secondary hardening in laser rapidly solidified Fe68(MoWCrVCoNiAlCu)32 medium-entropy high-speed steel coatings. *Mater Design*. 2018;159:224.

24. Ma S, Pan W, Xing J, Guo S, Fu H, Lyu P. Microstructure and hardening behavior of Al-modified Fe-1.5 wt%B-0.4 wt%C high-speed steel during heat treatment. *Mater Char-act.* 2017;132:1.
25. Moon HK, Lee KB, Kwon H. Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behavior in P/M high speed steels of W-Mo-Cr-V(-Co) system. *Mater Sci Eng A.* 2008;474(1-2):328
26. Long BZ, Zhang Y, Guo CH, Cui Y, Zhang ZW. Enhanced dynamic mechanical properties and resistance to the formation of adiabatic shear band by Cu-rich nano-precipitates in high-strength steels. *Int J Plast.* 2020;138:102924.
27. Tang H, Zhang H, Cheng L, Guo S. Novel laser rapidly solidified medium-entropy high speed steel coatings with enhanced hot wear resistance. *J Alloys Compd.* 2019;772:719

Information about the authors

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. ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Yu.F. Ivanov - Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Natural Sciences named after prof. V.M. sciences, leading researcher, pr-t Akademicheskoy, 2/3,

Tomsk, Tomsk region, Russia, 634055; Institute of High-Current Electronics SB RAS

E-mail: yufi55@mail.ru, ORCID: 0000-0001-8022-7958

S.S. Minenko - applicant of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State University, 654007, Novokuznetsk, st. Kirov, 42,

e-mail: mss121278@mail.ru ORCID: 0009-0003-6592-2276

A.P. Semin - PhD, Senior Researcher, Associate Professor of the Department of Engineering Structures, Construction Technologies and Materials, Siberian State Industrial University, 654006, Novokuznetsk, Kirov St., 42,

e-mail: syomin53@gmail.com, ORCID: 0000-0002-3989-7420

A.S. Chapajkin - Postgraduate Student, Siberian State Industrial University, 654007, Novokuznetsk, Russia, Kirov St., 42,

e-mail: thapajkin.as@yandex.ru ORCID: 0009-0009-8160-7827

I.V. Baklushina is the deputy director of the Institute of Open Education of the Siberian State Industrial University. E-mail: baklushina@rambler.ru

ORCID: 0000-0003-4487-3260

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

Статья поступила в редакцию 08.08.2025; одобрена после рецензирования 25.08.2025; принята к публикации 01.09.2025.

The article was received by the editorial board on 08 Aug. 2025; approved after reviewing 25 Aug. 2025; accepted for publication 01 Sep. 2025.