

Оригинальная статья

УДК 621.791.92:621.727:620.178

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-2(52)-9-16

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЗОНЫ КОНТАКТА НАПЛАВКА (БЫСТРОРЕЖУЩАЯ СТАЛЬ P2M9) – ПОДЛОЖКА (СТАЛЬ 30ХГСА)

© 2025 г. В. Е. Громов¹, А. Б. Юрьев¹, Ю. Ф. Иванов², С. С. Миненко¹, С. В. Коновалов¹

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

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

Аннотация. Одной из важных проблем практического использования высокопрочных плазменных наплавов быстрорежущими сталями в среде азота является анализ демпфирующих свойств и адгезии наплавки и подложки, поскольку именно эти свойства во многом определяют преждевременное зарождение хрупких микротрещин в зоне контакта. Такие результаты могут быть получены лишь с использованием высокоинформативных методов современного материаловедения (сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии). Наплавка вольфрам-молибденовой стали марки P2M9 находит в последнее время широкое применение вместо хорошо известных вольфрамовых (P18, P9) и вольфрам-молибденовых сталей с повышенным содержанием вольфрама (P6M5, P6Ф2К8М6 и другие). Это связано с необходимостью замены дорогого и дефицитного вольфрама на молибден, который оказывает подобное влияние на структуру и свойства быстрорежущих сталей. Проведены исследования структурно-фазовых состояний, морфологии и элементного состава переходной зоны контакта системы наплавленная быстрорежущая сталь марки P2M9 – подложка (сталь марки 30ХГСА) в исходном состоянии и после трехкратного высокотемпературного отпуска. В исходном состоянии переходная зона имеет мартенситную структуру с прослойками остаточного аустенита по границам пластин мартенсита. Выявлены частицы второй фазы наноразмерного (2 – 60 нм) диапазона: карбиды ванадия, молибдена, вольфрама и железа, локализованные на дислокациях, на границах и объеме пластин мартенсита. Трехкратный высокотемпературный отпуск не изменяет морфологию частиц карбидной фазы переходной зоны. Представлены возможные физические причины наблюдаемых закономерностей.

Ключевые слова: электронная микроскопия, наплавка, отпуск, быстрорежущая сталь марки P2M9, зона контакта, подложка

Финансирование. Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

Для цитирования: Громов В.Е., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Миненко С.С., Коновалов С.В. Электронно-микроскопическое исследование зоны контакта наплавка (быстрорежущая сталь P2M9) – подложка (сталь 30ХГСА). *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;2(52): 9–16. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2\(52\)-9-16](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2(52)-9-16)

ELECTRON MICROSCOPIC STUDY OF THE CONTACT ZONE SURFACE (HIGH-SPEED STEEL P2M9) – SUBSTRATE (STEEL 30KHGSA)

© 2025 V. E. Gromov¹, A. B. Yuryev¹, Yu. F. Ivanov², S. S. Minenko¹, S. V. Konovalov¹

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

²Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskoy Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. One of the important problems of practical application of high-strength plasma surfacing of high-speed steels in a nitrogen environment is the analysis of the damping properties and adhesion of the surfacing and the substrate, since these properties largely determine the premature nucleation of brittle microcracks in the contact zone. Such results can be obtained only using highly informative methods of modern materials science, such as scanning and transmission electron microscopy. In the article, surfacing of tungsten-molybdenum steel P2M9 has recently found wide application instead of well-known tungsten (type P18, P9) and tungsten-molybdenum steels with increased tungsten content (type P6M5, P6F2K8M6, etc.). This is due to the need to replace expensive and scarce tungsten with molybdenum, which, being in the same group of the Periodic Table of Elements with W, has a similar effect on the structure and properties of high-speed steels. The structural-phase states, morphology and elemental composition of the transition zone of the contact of the system "deposited high-speed steel R2M9-substrate (steel 30KhGSA)" in the initial state and after triple high-temperature tempering were studied. In the initial state, the transition zone has a martensitic structure with layers of residual austenite along the boundaries of martensite plates. Particles of the second phase of the nanosized (2 – 60 nm) range were revealed – vanadium, molybdenum, tungsten and iron carbides localized at dislocations, at the boundaries and in the volume of martensite plates. Triple high-temperature tempering does not change the morphology of the carbide phase particles of the transition zone. Possible physical causes of the observed patterns are discussed.

Keywords: electron microscopy, surfacing, tempering, high-speed steel P2M9, contact zone, substrate

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

For citation: Gromov V.E., Yuryev A.B., Ivanov Yu.F., Minenko S.S., Konovalov S.V. Electron microscopic examination of the contact zone of the surfacing (high-speed steel P2M9) – substrate (steel 30HGSА). *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;2(52):9–16. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2\(52\)-9-16](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2(52)-9-16)

Введение

Качество защиты рабочих поверхностей деталей машин и механизмов в машиностроительной, металлургической и горно-добывающей отраслях промышленности достигается использованием защитных покрытий с повышенными эксплуатационными характеристиками работы в экстремальных условиях [1 – 5]. Поскольку основными причинами выхода из строя деталей оборудования является износ, коррозия и усталостные повреждения, то контролируемым изменением свойств рабочих поверхностей путем нанесения покрытий можно решить рассматриваемую проблему [6 – 9]. Уровень необходимых свойств покрытий может быть достигнут использованием технологии плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота, обеспечивающей за счет образования твердых карбонитридов повышение абразивной и коррозионной стойкости. При этом плазменная наплавка может не только восстанавливать изношенное оборудование, но и использоваться для получения специальных свойств поверхностей новых изделий перед началом их эксплуатации. Плазменная наплавка быстрорежущими сталями, по сравнению с другими способами, наиболее полно отвечает требованиям промышленности с позиций экономической эффективности [10 – 14].

Одно из перспективных направлений исследований наплавки быстрорежущими сталями связано с заменой дефицитного и дорогого вольфрама на молибден. Это также связано с

тем, что рассматриваемые элементы, расположенные в одной группе Периодической системы элементов, оказывают достаточно близкое влияние на структуру и свойства быстрорежущих сталей [15; 16].

Для выяснения демпфирующих свойств и адгезии наплавки и подложки необходимы данные о структурно-фазовом состоянии и дефектной структуре зоны контакта системы наплавка – подложка. Хорошие демпфирующие и адгезионные свойства этой зоны при использовании наплавки во многом предотвращают преждевременное зарождение хрупких микротрещин.

Для конкретных задач металлообрабатывающей и машиностроительной отраслей промышленности используются плазменные наплавки из вольфрам-молибденовой стали марки P2M9.

Целью настоящей работы является электронно-микроскопический анализ структурно-фазового состояния зоны контакта наплавка (быстрорежущая сталь марки P2M9) – подложка (среднеуглеродистая сталь марки 30ХГСА) после высокотемпературного отпуска.

Материал и методы исследований

Образцы для исследований были изготовлены плазменной наплавкой в среде азота нетокующей проволокой ПП-P2M9 на сталь марки 30ХГСА. Химический состав стали 30ХГСА: 0,3 % C; 0,9 % Cr; 0,8 % Mn; 0,9 % Si. Химический

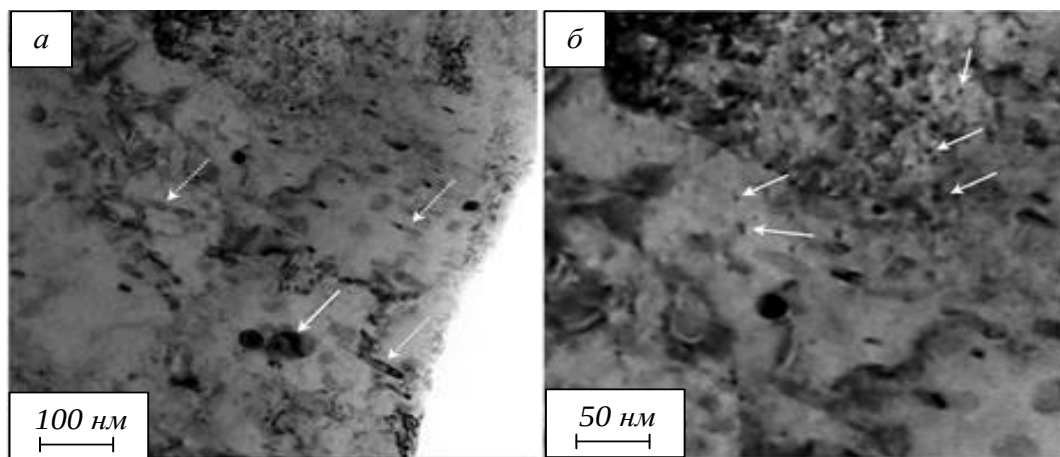


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение частиц второй фазы, присутствующих в структуре переходной зоны в состоянии после наплавки (исходное состояние):

a – частицы глобулярной формы (сплошные стрелки) и частицы пластинчатой формы (штриховые стрелки);
б – частицы сферической формы

Fig. 1. Electron microscopic image of the second phase particles present in the structure of the transition zone in the state after surfacing (initial state):

a – globular-shaped particles (solid arrows) and plate-shaped particles (dashed arrows); *б* – spherical-shaped particles

состав стали P2M9: 0,86 % C; 4,8 % Cr; 2,5 % W; 9,4 % Mo; 0,5 % V; 0,85 % Al; 0,08 % N; остальное железо.

Методика и режимы плазменной наплавки не отличались от описанных в работах [1; 2; 17]. Образцы стали марки 30ХГСА с наплавленным слоем стали марки P2M9 подвергали высокотемпературному отпуску при температуре нагрева 580 °C и время выдержки 1 ч, количество отпусков – три. Исследования структуры и фазового состава наплавленного слоя и зоны контакта осуществляли методами сканирующей (прибор КУКУ-ЕМ6900, оснащенный системой энергодисперсионного микроанализа Aztec Live Lite Xplore 30 EDS) и просвечивающей дифракционной (прибор JEM2100) электронной микроскопии.

Результаты и их обсуждение

При электронно-микроскопическом исследовании травленого шлифа наплавленного слоя выявили структуру каркасного типа, характеризующуюся наличием протяженных прослоек второй фазы, расположенных по границам зерен. В зоне контакта наплавленного слоя и подложки структура каркасного типа не формируется, что может свидетельствовать о взаимной диффузии элементов подложки и наплавляемого слоя. Выполненный микрорентгеноспектральный анализ элементного состава переходной зоны выявил обогащение подложки химическими элементами наплавляемого слоя. Его результаты свидетельствуют об обогащении прилегающего слоя подложки атомами молибдена, а прилегающего слоя наплавки атомами кремния.

Элементный и фазовый составы, состояние дефектной субструктуры переходной зоны изу-

чали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, используя методы темнопольного анализа и индицирования микроэлектроннограмм. Выполненные исследования показали, что переходная зона имеет мартенситную структуру. По границам пластин мартенсита располагаются протяженные прослойки остаточного аустенита.

Структура переходной зоны содержит частицы второй фазы (рис. 1), которые характеризуются разнообразными формами (пластинки, глобулы, сферы), размерами (от 2 до 60 нм), местом расположения (дислокации, границы зерен, кристаллов мартенсита и прослоек остаточного аустенита).

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что наноразмерные частицы, формирующиеся на дислокациях, представлены карбидом ванадия (рис. 2, *в*, частицы указаны штриховыми стрелками); частицы, расположенные на границах пластин мартенсита, являются карбидами молибдена и вольфрама (рис. 2, *г*, частицы указаны стрелками). Следует отметить присутствие в структуре переходной зоны зерен остаточного аустенита (рис. 2, *а*, *в*, зерно остаточного аустенита указано стрелками). В объеме зерен аустенита практически всегда наблюдается двойниковая структура, что свидетельствует о низкой величине энергии дефекта упаковки γ -фазы.

Результаты анализа структуры переходной зоны позволяют утверждать, что частицы пластинчатой формы, расположенные в объеме кристаллов мартенсита, являются карбидом железа (цементитом).

Высокотемпературный трехкратный отпуск образцов стали с наплавленным слоем при тем-

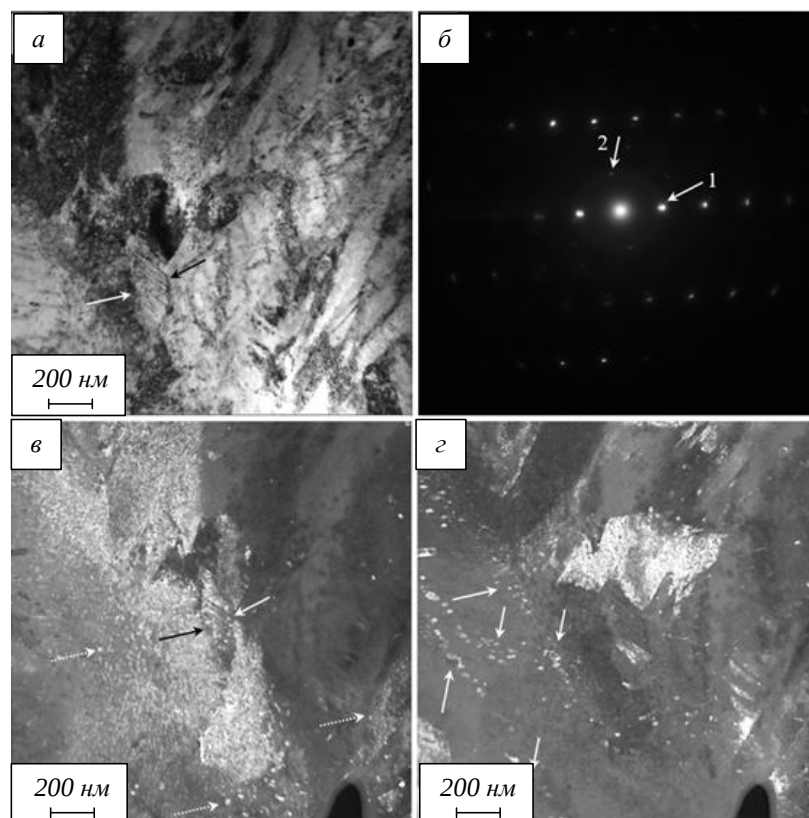


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры переходной зоны после наплавки (исходное состояние): *a* – светлое поле; *б* – микроэлектронграмма; *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\gamma\text{-Fe} + [012]\text{V}_2\text{C}$ и $[110]\alpha\text{-Fe} + [103]\text{MoC} + [101]\text{W}_2\text{C}$; 1 и 2 – рефлексы, в которых получены темные поля для поз. *в* и *г*

Fig. 2. Electron microscopic image of the structure of the transition zone in the state after surfacing (initial state): *a* – light field; *б* – microelectronogram; *в* and *г* – dark fields obtained in reflexes $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\gamma\text{-Fe} + [012]\text{V}_2\text{C}$ and $[110]\alpha\text{-Fe} + [103]\text{MoC} + [101]\text{W}_2\text{C}$; 1 and 2 – are reflexes in which dark fields are obtained for pos. *в* and *г*

пературе нагрева 580 °С и выдержке 1 ч не привел к существенному изменению морфологии частиц карбидной фазы переходной зоны. Как и в исход-

ном состоянии в структуре переходной зоны после отпуска наблюдаются частицы сферической, глобулярной и пластинчатой форм (рис. 3).

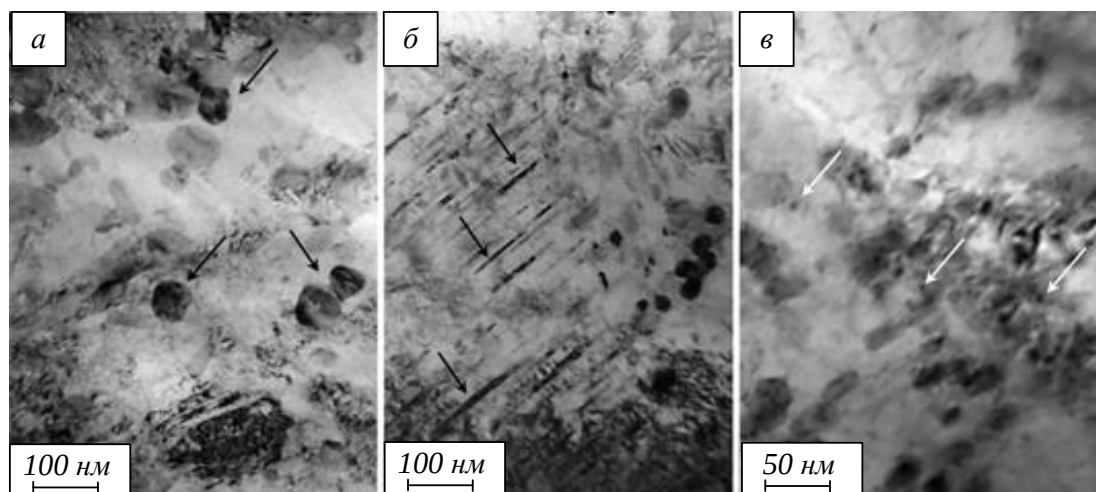


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение частиц карбидной фазы, присутствующих в структуре переходной зоны после многократного высокотемпературного отпуска:

a, б и *в* – стрелками указаны частицы глобулярной, пластинчатой и сферической форм

Fig. 3. Electron microscopic image of particles of the carbide phase present in the structure of the transition zone in the state after repeated high-temperature tempering:

a, б and *в* – the arrows indicate particles of globular, lamellar and spherical shapes

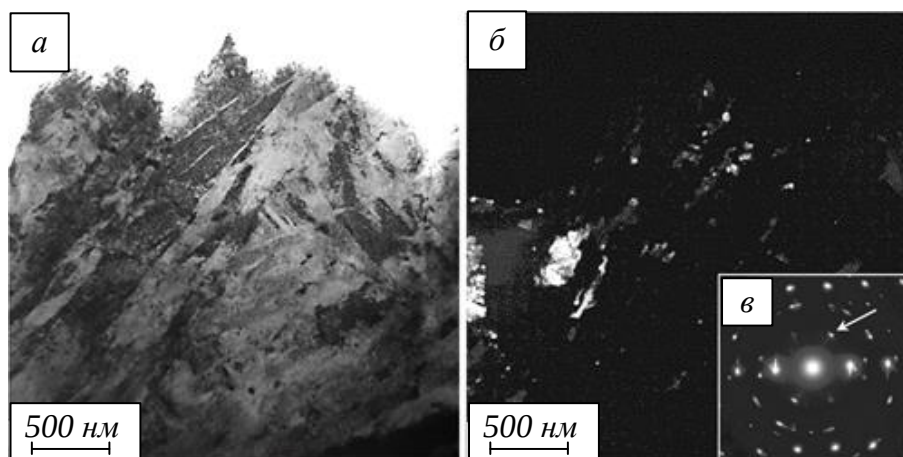


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение мартенситной структуры переходной зоны в состоянии после многократного высокотемпературного отпуска:
 а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\text{CrC}$; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 4. Electron microscopic image of the martensitic structure of the transition zone in the state after multiple high-temperature tempering:
 а – bright field; б – dark field obtained in the reflections $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\text{CrC}$; в – microelectron diffraction pattern (the arrow indicates the reflection in which the dark field was obtained)

Размеры частиц глобулярной формы изменяются в пределах до 100 нм, частиц сферической формы – в пределах единиц нанометров.

Анализ микроэлектроннограмм и соответствующих темнопольных изображений показывает, что частицы являются карбидами на основе хрома (Cr_3C_2 и Cr_7C_3), молибдена (MoC и Mo_2C), железа (Fe_3C) и карбидами многоэлементного состава Me_6C (Fe, W) $_6\text{C}$.

Следует отметить формирование в переходной зоне в результате высокотемпературного отпуска областей со сравнительно высокой плотностью наноразмерных (или субмикронных) частиц кар-

бидов. Это свидетельствует о неоднородном распределении химических элементов в наплавленном слое, которое в явной форме обнаруживается при отпуске материала в результате распада пересыщенного твердого раствора с образованием частиц второй фазы.

Неоднородность распределения химических элементов приводит к образованию карбида хрома CrC в объеме пластин мартенсита (рис. 4). Наряду с карбидами хрома в исследуемом слое выявлены карбиды глобулярной формы сложного элементного состава Me_{12}C ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$) (рис. 5).

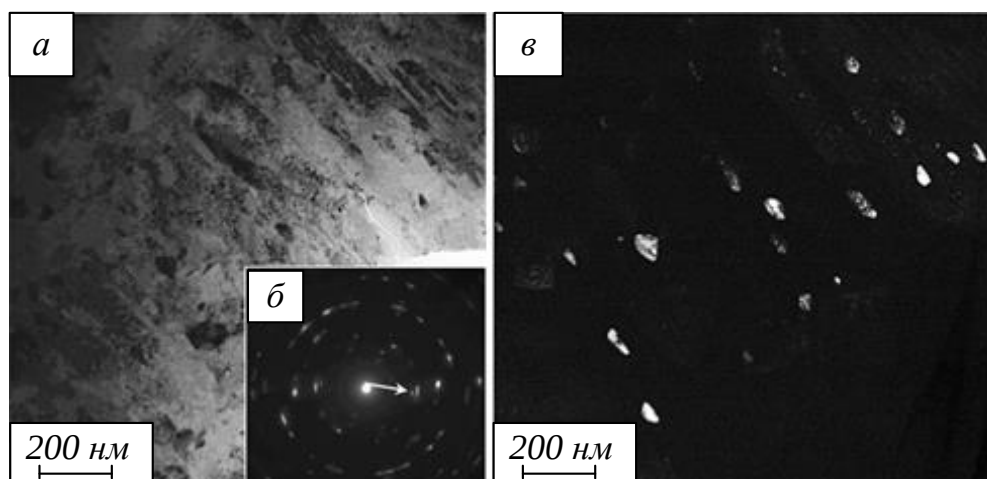


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение мартенситной структуры переходной зоны в состоянии после многократного высокотемпературного отпуска:
 а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле); в – темное поле, полученное в рефлексе $[422] \text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$

Fig. 5. Electron microscopic image of the martensitic structure of the transition zone in the state after multiple high-temperature tempering:
 а – bright field; б – microelectron diffraction pattern (the arrow indicates the reflection in which the dark field was obtained); в – dark field obtained in the reflection $[422] \text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$

Выводы

Проведены электронно-микроскопические исследования структуры и фазового состава зоны контакта плазменной наплавки быстрорежущей стали марки P2M9 на среднеуглеродистую сталь марки 30 ХГСА в исходном состоянии и после многократного высокотемпературного отпуска. В исходном состоянии выявлена мартенситная структура переходной зоны с прослойками остаточного аустенита, которая содержит наноразмерные карбиды ванадия, молибдена, вольфрама и железа глобулярной, пластинчатой и сферической форм.

Многократный высокотемпературный отпуск не меняет морфологию карбидных частиц, незначительно увеличивая диапазон их размеров в пределах до 100 нм. Установлена неоднородность распределения химических элементов, приводящая к образованию карбидов на основе хрома состава $Me_{12}C(Fe_6W_6C)$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Громов В.Е., Чапайкин А.С., Невский С.А. *Структура, свойства и модели быстрорежущей стали после отпуска и электронно-пучковой обработки*. Новокузнецк: Полиграфист, 2024:171.
2. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7):731–739. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w>
3. Chaus A.S., Pokorny P., Caplovic L., Sitkevich M.V., Peterka J. Complex finescale diffusion coating formed at low temperature on high-speed steel substrate. *Appl. Surf. Sci.* 2018;437:257–270
4. Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. *Плазменное упрочнение поверхности*. Старый Оскол: Изд-во ТНТ, 2021:156.
5. Мозговой И.В., Шнейдер Е.А. *Наплавка быстрорежущей стали*. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2016:200.
6. Рябцев И.А., Сенченков И.К. *Теория и практика наплавочных работ*. Киев: Еко-технологія, 2013:400.
7. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. *Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение*. Москва: Машиностроение, 2008:406.
8. Guryev A.M., Ivanov S.G., Guryev M.A., Berdychenko A.A., Chernykh E.V. The influence of heat treatment modes on the structure and physicomechanical properties of high-speed steel. *Fundamental problems of modern materials science*. 2018;15(1):103–108.
9. Guryev A.M., Ivanov S.G., Guryev M.A., Berdychenko A.A. The influence of heat treatment on the structure and properties of high-speed steel. *Polzunovsky Almanakh*. 2017;(4-5):128–132.
10. Cho I.S., Amanov A., Kim J.D. The effects of AlCrN coating, surface modification and their combination on the tribological properties of high speed steel under dry conditions. *Tribol. Int.* 2015;81:61–72.
11. Kottfer D., Ferdinandy M., Kaczmarek L., Maňková I., Beňo J. Investigation of Ti and Cr based PVD coatings deposited onto HSS Co 5 twist drills. *Appl. Surf. Sci.* 2013;282:770–776.
12. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel. *Wear*. 2008;264:885–892.
13. Hashemi N., Mertens A., Montrieux H.-M., Tchuindjang J.T., Dedry O., Carrus R., Lecomte-Beckers J. Oxidative wear behaviour of laser clad high speed steel thick deposits: Influence of sliding speed, carbide type and morphology. *Surf. Coat. Technol.* 2017;315:519–529.
14. Darmawan W., Quesada J., Marchal R. Characteristics of laser melted AISI-T1 high speed steel and its wear resistance. *Surf. Eng.* 2007;23(2):112–119.
15. Кремнев Л.С., Седов Ю.Е. Об оптимизации составов низколегированных быстрорежущих сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1988;(6):26–33.
16. Кремнев Л.С. Теория легирования быстрорежущих сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1991;(6):10–14.
17. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Chapaikin A.S., Semin A.P., Guseva T.P. Electron microscopy of high-speed steel/30HGS steel interface. *Russian Physics Journal*. 2024;67(1):24–33.
18. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
19. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717.
20. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.

REFERENCES

1. Gromov V.E., Chapaikin A.S., Nevskii S.A. *Structure, properties and models of high-speed steel after tempering and electron beam treatment*. Novokuznetsk: Poligrafist, 2024:171. (In Russ.).
2. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S. Structure and properties of R18U surfacing of

- high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7):731–739. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w>
3. Chaus A.S., Pokorny P., Caplovic L., Sitkevich M.V., Peterka J. Complex finescale diffusion coating formed at low temperature on high-speed steel substrate. *Appl. Surf. Sci.* 2018;437:257–270
 4. Nefed'ev S.P., Emelyushin A.N. *Plasma surface hardening*. Staryi Oskol: Izd-vo TNT, 2021:156. (In Russ.).
 5. Mozgovoi I.V., Shneider E.A. *High-speed steel surfacing*. Omsk: Izd-vo OmGTU, 2016:200. (In Russ.).
 6. Ryabtsev I.A., Senchenkov I.K. *Theory and practice of surfacing*. Kiev: Ekotekhnologiya, 2013:400.
 7. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyanskii P.A. *Plasma technologies. Welding, coating, hardening*. Moscow: Mashinostroenie, 2008:406. (In Russ.).
 8. Guryev A.M., Ivanov S.G., Guryev M.A., Berdychenko A.A., Chernykh E.V. The influence of heat treatment modes on the structure and physicomechanical properties of high-speed steel. *Fundamental problems of modern materials science*. 2018;15(1):103–108.
 9. Guryev A.M., Ivanov S.G., Guryev M.A., Berdychenko A.A. The influence of heat treatment on the structure and properties of high-speed steel. *Polzunovsky Almanakh*. 2017;(4-5):128–132.
 10. Cho I.S., Amanov A., Kim J.D. The effects of AlCrN coating, surface modification and their combination on the tribological properties of high speed steel under dry conditions. *Tribol. Int.* 2015;81:61–72.
 11. Kottfer D., Ferdinandy M., Kaczmarek L., Maňková I., Beňo J. Investigation of Ti and Cr based PVD coatings deposited onto HSS Co 5 twist drills. *Appl. Surf. Sci.* 2013;282:770–776.
 12. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel. *Wear*. 2008;264:885–892.
 13. Hashemi N., Mertens A., Montrieux H.-M., Tchuindjang J.T., Dedry O., Carrus R., Lecomte-Beckers J. Oxidative wear behaviour of laser clad high speed steel thick deposits: Influence of sliding speed, carbide type and morphology. *Surf. Coat. Technol.* 2017;315:519–529.
 14. Darmawan W., Quesada J., Marchal R. Characteristics of laser melted AISI-T1 high speed steel and its wear resistance. *Surf. Eng.* 2007;23(2):112–119.
 15. Kremnev L.S., Sedov Yu.E. *On optimization of compositions of low-alloy high-speed steels*. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 1988;(6):26–33. (In Russ.).
 16. Kremnev L.S. *Theory of alloying of high-speed steels*. Metal-lovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 1991;(6):10–14. (In Russ.).
 17. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Chapaikin A.S., Semin A.P., Guseva T.P. Electron microscopy of high-speed steel/30HGS steel interface. *Russian Physics Journal*. 2024;67(1):24–33.
 18. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
 19. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717.
 20. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.
- Сведения об авторах:**
- 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
SPIN-код: 2834-4090
- Алексей Борисович Юрьев**, д.т.н., профессор, ректор, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: rector@sibsui.ru
ORCID: 0000-0002-9932-4755
- Юрий Федорович Иванов**, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН
E-mail: yufi55@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8022-7958
SPIN-код: 7576-4810
- Сергей Сергеевич Миненко**, соискатель кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: mss121278@mail.ru
- Сергей Валерьевич Коновалов**, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: konovalov@sibsui.ru
ORCID: 0000-0003-4809-8660
SPIN-код: 4391-7210
- Information about the authors**
- Viktor E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys. and Math.), Prof., Head of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: gromov@physics.sibsui.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343
SPIN-код: 2834-4090

Alexey B. Yuriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Siberian State Industrial University

E-mail: rector@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-9932-4755

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

E-mail: yufi55@mail.ru

ORCID: 0000-0001-8022-7958

SPIN-код: 7576-4810

Sergey S. Minenko, applicant for the Department of Natural Sciences named after. Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

E-mail: mss121278@mail.ru

Sergey V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., vice-rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University

E-mail: konovalov@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0003-4809-8660

SPIN-код: 4391-7210

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 05.02.2025

После доработки 26.02.2025

Принята к публикации 03.03.2025

Received 21.11.2024

Revised 26.02.2025

Accepted 03.03.2025