

**Оригинальная статья**

УДК 621.791.92:621.727:620.178

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-3(45)-30-38

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА**

© 2023 г. В. В. Почету́ха, Л. П. Башенко, А. Н. Гостевская,  
Е. А. Будовских, В. Е. Громов, А. С. Чапайкин

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

**Аннотация.** Методами световой и сканирующей электронной микроскопии на поперечных шлифах проведены металлографические исследования структуры многослойных покрытий быстрорежущей стали Р19Ю, сформированных в среде азота при многослойной плазменной наплавке порошковой проволокой. Покрытия имеют разориентированную дендритную структуру с характерным размером осей первого порядка 100 мкм, которая мало изменяется с глубиной. При больших увеличениях детально выявляется карбидная сетка эвтектических карбидов типа  $Me_6C$  по границам зерен твердого раствора с размерами ячеек в пределах 5 – 100 мкм. Сетка окаймлена светлым слоем однородного металла, по-видимому, представляющим собой низколегированный феррит. Мелкие ячейки с характерными размерами 5 – 10 мкм имеют однородную ферритную структуру, а в более крупных формируется внутренняя темная область, имеющая аустенитно-мартенситную структуру с включениями мелкоигльчатого мартенсита. В более крупных ячейках формируется внутренняя темная область, имеющая аустенитно-мартенситную структуру с включениями равноосных изолированных карбидов. Поскольку наплавку проводили в среде азота, следует предполагать также образование в ней карбидов, содержащих азот, или карбонитридов. В таких условиях кристаллизации образуются также комплексные карбиды типа  $Fe_3(W-Mo-N-V)_3C$ . Возможно также образование нитридов  $Fe_4N$ . Характерный размер мартенситных игл в ней составляет 1 – 3 мкм. После четырехкратного высокотемпературного отпуска при 560 °С в результате распада остаточного аустенита, образования мартенсита отпущенного и выделения дисперсных карбидов общая микротвердость возрастает от 472 до 528 НВ и ее распределение становится более однородным. При этом наблюдается рост мартенситных игл в пределах от 2 до 6 мкм.

**Ключевые слова:** быстрорежущая сталь, плазменная наплавка, легирование, азот, отпуск, микроструктура, карбидная фаза, эвтектика, аустенитно-мартенситная смесь

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

**Для цитирования:** Почету́ха В.В., Башенко Л.П., Гостевская А.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е., Чапайкин А.С. Структура и свойства плазменных покрытий из быстрорежущей стали после высокотемпературного отпуска // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 3 (45). С. 30 – 38. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-30-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-30-38)

**Original article**

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF PLASMA COATINGS FROM HIGH-SPEED STEEL AFTER HIGH-TEMPERATURE TEMPERING**

© 2023 V. V. Pochetukha, L. P. Bashchenko, A. N. Gostevskaya,  
E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, A. S. Chapaikin

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

**Abstract.** In this article, metallographic studies of the structure of multilayer coatings of high-speed steel R19Yu, formed in a nitrogen atmosphere during a multilayer plasma transfer arc with flux-cored wire, were carried out using the methods of light and scanning electron microscopy on transverse sections. The coatings have a disoriented dendritic structure with a characteristic dimension of the first-order axes of 100  $\mu\text{m}$ , which changes little with depth. A carbide network of eutectic carbides of the  $Me_6C$  type is revealed in detail at high magnifications along the boundaries of solid solution grains with cell sizes in the range of 5–100  $\mu\text{m}$ . The grid is bordered by a light layer of a homogeneous metal, apparently representing a low-alloyed ferrite. Small cells with characteristic dimensions of 5–10  $\mu\text{m}$  have a homogeneous ferrite structure, while larger cells form an inner dark region that has an austenitic-martensitic structure with inclusions of finely acicular martensite. In larger cells, an inner dark region forms, which has an austenitic-martensitic structure with inclusions of equiaxed isolated carbides. Since the surfacing was carried out in a nitrogen atmosphere, the formation of nitrogen-containing carbides or carbonitrides in it should also be assumed. Under such crystallization conditions, complex carbides of the  $Fe_3(W-Mo-N-V)_3C$  type are also formed. The formation of nitrides  $Fe_4N$  is also possible. The characteristic size of martensitic needles in it is 1–3  $\mu\text{m}$ . After four high-temperature temperings at 560  $^{\circ}\text{C}$ , as a result of the decay of residual austenite, the formation of tempered martensite, and the precipitation of dispersed carbides, the total microhardness increases from 472 to 528 HV and its distribution becomes more homogenous. In this case, the growth of martensitic needles is observed in the range of 2 to 6  $\mu\text{m}$ .

**Keywords:** high speed steel, plasma transfer arc, alloying, nitrogen, tempering, microstructure, carbide phase, eutectic, austenitic-martensitic mixture

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

**For citation:** Pochetuha V.V., Bashchenko L.P., Gostevskaya A.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Chapaikin A.S. Structure and properties of plasma coatings from high-speed steel after high-temperature tempering. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 3 (45), pp. 30 – 38. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-30-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-30-38)

## Введение

В последнее десятилетие наблюдается тенденция к применению азота в качестве легирующего элемента литых сплавов и покрытий [1 – 4]. Использование азота в ряде случаев позволяет достигать повышенных эксплуатационных свойств по сравнению с безазотистыми сплавами аналогичного назначения. Оптимальное легирование азотом позволяет значительно повысить коррозионную стойкость, прочность, ударостойкость, абразивную износостойкость и другие свойства сплавов. Это оказывается возможным вследствие повышения микротвердости структурных составляющих покрытий.

Для защиты от абразивного износа тяжело нагруженных поверхностей деталей машин, используемых в металлургической и горной промышленности, широко применяются плазменная сварка и наплавка [5 – 8]. Эти процессы характеризуются высокой производительностью, возможностью легирования наплавляемого металла и использования различных наплавочных материалов, в том числе быстрорежущих теплостойких сталей высокой твердости (P18, P6M5, P2M9 и др.). В настоящее время структурно-фазовые

состояния и свойства быстрорежущих сплавов активно изучаются учеными в области физического материаловедения и специалистами практиками [9 – 18].

Новые технологии применения азота для модификации свойств литых металлических сплавов и покрытий повышают их эксплуатационные свойства [4 – 8]. В настоящей работе применен способ плазменной наплавки [19], позволяющий получать наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин. Такой способ наиболее эффективен для наплавки на валковые стали [20 – 26] и отличается использованием вместо аргона защитно-легирующей среды азота, что позволяет осуществлять легирование наплавляемого металла азотом.

Другой особенностью способа является проведение высокотемпературного отпуска наплавленных покрытий. В результате существенно повышаются твердость и износостойкость наплавляемого покрытия. Результаты изучения особенностей структурно-фазовых превращений при отпуске наплавленных покрытий отражены, в частности, в работе [25], но в целом остаются малоизученными.

Целью настоящей работы является исследование структуры покрытий из теплостойкого металла высокой твердости P18Ю, полученных плазменной наплавкой порошковой проволокой в среде азота и последующего высокотемпературного отпуска.

### Материалы и методы исследования

Плазменную наплавку проводили на обратной полярности в защитно-легирующей среде азота с нетоковедущей присадочной порошковой проволокой. При этом обеспечивались необходимые условия смачиваемости поверхности изделия наплавляемым металлом и бездефектное формирование наплавленного слоя. Наплавка на обратной полярности позволяет уменьшить разбавление наплавляемого металла основным.

В работе исследовали наплавленный быстрорежущий сплав P18Ю, дополнительно легированный алюминием и азотом. Химический состав сплава, % (по массе): С 0,87; Cr 4,41; W 17,00; Mo 0,10; V 1,50; 0,35 Ti; Al 1,15; N 0,06. Наплавку проводили на сталь 30ХГСА следующего химического состава, % (по массе): С 0,3; Cr 0,9; Mn 0,8; Si 0,9. Подробно наплавка описана в работе [25].

Наплавку покрытия осуществляли в пять слоев общей толщиной до 10 мм. Из верхних слоев наплавленного металла на станке электроискровой резки параллельно поверхности подложки вырезали образцы в виде пластинок толщиной 0,25 – 0,30 мм. Половину образцов от партии подвергали высокотемпературному отпуску, режим которого соответствовал рекомендациям для близкой по составу ковальной стали P18 (температура нагрева 580 °С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4) [25].

Для металлографических исследований образцы разрезали на электроискровом станке в керосине на несколько частей, затем механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, а после этого электролитическим способом стравливали деформированный слой и выравнивали поверхность. При проведении металлографического исследования применяли световой микроскоп OLYMPUS GX-51, а также сканирующий электронный микроскоп KYKY-EM6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом, оснащенный микрозондовой приставкой, при ускоряющем напряжении 20 кВ, токе эмиссии 150 мкА, точка насыщения тока накала составляла 2,4 А. Рабочее расстояние между образцом и линзой составляло 15 мм.

Определение микротвердости приповерхностных слоев после наплавки и после четырехкратного высокого отпуска проводили с шагом 100 мкм по десяти отпечаткам с помощью при-

бора HVS-1000А методом Виккерса при нагрузке на индентор 10 Н.

### Результаты и их обсуждение

Формирование структуры в последнем наплавленном слое происходило следующим образом. Из жидкости выделялся обедненный по углероду  $\alpha$ -твердый раствор. Далее протекала перитектическая реакция с образованием кристаллов  $\gamma$ -твердого раствора. Перитектическая реакция протекала на поверхности раздела фаз, поэтому образующиеся  $\gamma$ -кристаллы изолировали сердцевину  $\alpha$ -кристаллов от жидкости, более богатой углеродом. Дальнейшее протекание перитектической реакции возможно лишь при диффузии углерода и легирующих элементов из жидкости через  $\gamma$ -фазу. Этот процесс в реальных условиях наплавки, когда происходит ускоренное охлаждение поверхностных наплавленных слоев, практически не протекает. Соответственно, в структуре сохраняется некоторое количество  $\alpha$ -фазы, которое зависит от скорости охлаждения поверхностного слоя.

При последующем охлаждении происходит эвтектоидный распад  $\alpha$ -фазы с образованием  $\alpha$ -эвтектоида, представляющего собой дисперсную смесь аустенита и карбидов типа  $Me_6C$ , а также карбидов цементитного типа.

Чем выше скорость охлаждения, тем сильнее неоднородность, обусловленная слабо развивающимся перитектическим превращением. После окончательного затвердевания в структуре имеются зерна, состоящие из трех концентрических слоев: 1 – сердцевина с двухфазной структурой  $\alpha$ -эвтектоида; 2 – промежуточный светлый слой (при затвердевании по перитектической реакции в нем образуются  $\gamma$ -кристаллы, которые при быстром охлаждении превращаются в мартенсит и остаточный аустенит); 3 – наружный слой с двухфазной эвтектикой (аустенит и карбиды, а после охлаждения – мартенсит и карбиды).

На рис. 1 и 2 показана микроструктура многослойного наплавленного покрытия стали P18Ю на различной глубине. Как видно, формирующаяся структура покрытий обладает разнонаправленным дендритно-ячеистым строением по сечению.

Дисперсность структуры практически не зависит от расстояния от поверхности. Это связано с небольшой толщиной отдельных наплавляемых слоев и, соответственно, близкими скоростями охлаждения по глубине наплавленного за один проход слоя.

При значительном увеличении, позволяющем детализировать элементы структуры, также не выявлено различий между строением наплавленного слоя на различной глубине от поверхности (рис. 2).

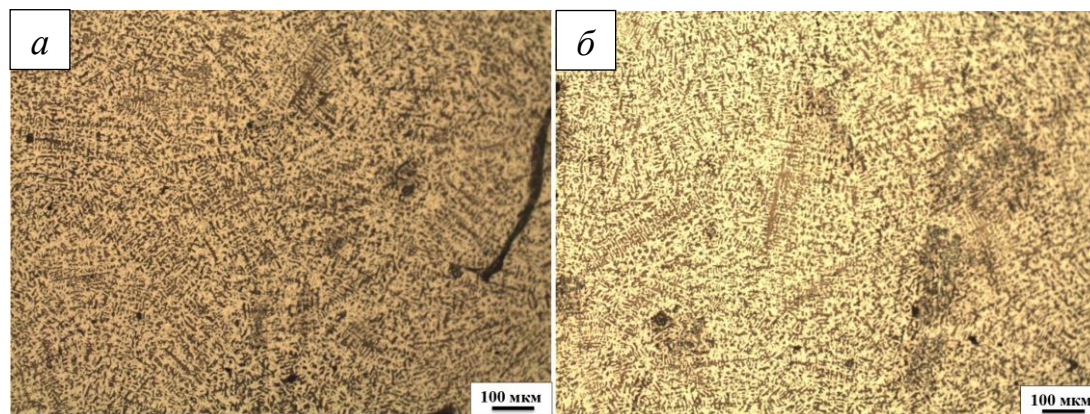


Рис. 1. Микроструктура наплавленного слоя P18Ю на расстоянии 2 мм (а) и 4 мм (б) от поверхности. Световая микроскопия  
Fig. 1. Microstructure of the weld pad R18Yu at a distance of 2 mm (a) and 4 mm (b). Light microscopy

Светлая оболочка представляет собой кристаллы мартенсита и остаточного аустенита, образовавшиеся при ускоренном охлаждении из  $\gamma$ -фазы, участвующей в перитектической реакции. Первичные карбиды типа  $Me_6C$  скелетообразной формы располагаются внутри светлой оболочки. Присутствие таких карбидов снижает вязкость стали, поэтому их стараются разрушить тем или иным способом. Темные участки представляют собой двухфазную эвтектическую структуру, после затвердевания состоящую из карбидов, мартенсита и остаточного аустенита [27, 28].

Поскольку наплавка проводилась в среде азота, то должны образовываться карбиды, содержащие азот, или карбонитриды. Как было показано в работах [27, 28], образуются комплексные карбиды типа  $Fe_3(W-Mo-N-V)_3C$ . Возможно и образование нитридов  $Fe_4N$ .

Исследование структуры с помощью СЭМ также не выявило различий по глубине покрытия. Характерный вид структуры при большом увеличении показан на рис. 3.

Отличительным признаком структуры быстрорежущих сталей после наплавки является ярко выраженная карбидная неоднородность в виде

сетки эвтектических карбидов по границам зерен твердого раствора.

После отпуска (рис. 4) отчетливо видны структурные изменения в наплавленном слое. В местах нахождения мартенсита и аустенита остаточного наблюдается образование мартенсита отпущенного с повышенной травимостью и выделением дисперсных карбидов типов  $MeC$ ,  $Me_6C$ .

При исследовании наплавленного покрытия по глубине в средней части образца формируется дендритно-ячеистая структура основного металла. Металлографические данные позволяют идентифицировать фазовый состав металла основы как аустенитно-мартенситную смесь. Мартенсит обладает ярко выраженным игольчатым строением.

В междендритном пространстве находится карбидная фаза: эвтектика (рис. 2) сетчатого строения на базе карбидов типов  $Me_6C$  и  $Me_{23}C_6$ , а также, очевидно, и вторичного карбида  $Me_2C$ . Однозначная идентификация карбидной фазы затруднена. Из литературных данных [27, 28] известно, что в литом состоянии сплавы типа 10P6M5 кристаллизуются с образованием эвтектических карбидов  $Me_6C$ , а по границам денд-

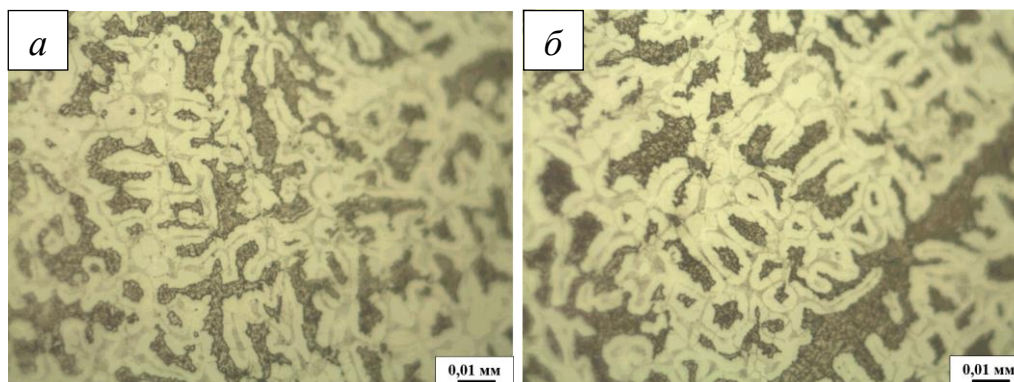


Рис. 2. Микроструктура наплавленного слоя P18Ю на расстоянии 2 мм (а) и 4 мм (б) от поверхности. Световая микроскопия  
Fig. 2. Microstructure of the weld pad R18Yu at a distance of 2 mm (a) and 4 mm (b). Light microscopy

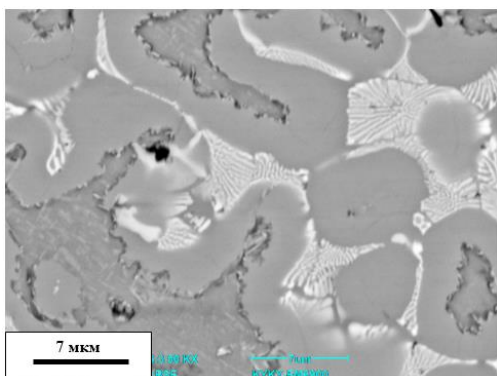


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение наплавленного слоя на расстоянии 2 мм от поверхности образца

Fig. 3. Electron microscopic images of the weld pad at a distance of 2 mm from the sample surface

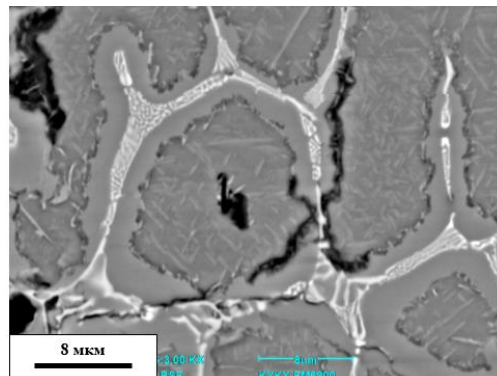


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение наплавленного слоя на расстоянии 2 мм от поверхности образца после отпуска

Fig. 4. Electron microscopic images of the weld pad at a distance of 2 mm from the sample surface after tempering

ритных кристаллов и в их объеме возможно образование округлых карбидов типа  $MeC$  на основе ванадия.

Измерения показали, что микротвердость на глубине от поверхности до 4 мм после наплавки не изменяется и составляет 472  $HV_{0,1}$ , после отпуска также остается неизменной, но возрастает до 528  $HV$ . При этом индивидуальные значения микротвердости после наплавки имеют большой разброс, что указывает на наличие в материале наплавки большого количества остаточного аустенита, твердость которого невелика.

После четырехкратного отпуска в результате распада остаточного аустенита, образования мартенсита отпущенного и выделения дисперсных карбидов общая микротвердость повысилась и ее распределение стало более однородным.

### Выводы

Многослойные покрытия быстрорежущей стали P19Ю, сформированные в среде азота при многослойной плазменной наплавке порошковой проволокой, имеют разориентированную дендритную структуру с характерным размером осей первого порядка 100 мкм, которая мало изменяется с глубиной. При больших увеличениях детально выявляется карбидная сетка с размерами ячеек в пределах 20 – 100 мкм, окаймленная слоем однородного металла. Внутренний объем ячеек имеет аустенитно-мартенситную структуру, характерный размер мартенситных игл которой составляет 1 – 3 мкм. После высокотемпературного отпуска при 560 °С происходит рост мартенситных игл. Их видимые размеры на шлифе изменяются в пределах от 2 до 6 мкм. При этом микротвердость покрытий возрастает от 472 до 528  $HV$ .

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гладкий П.В., Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. Киев: ЕкоТехнологія, 2007. 292 с.
2. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавочных работ. Киев: ЕкоТехнологія, 2013. 400 с.
3. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. Москва: Машиностроение, 2008. 406 с.
4. Походня И.К., Шлепаков В.Н., Максимов С.Ю., Рябцев И.А. Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой (Обзор) // Автоматическая сварка. 2010. № 12 (692). С. 34–42.
5. Sahoo A., Tripathy S. Development in plasma arc welding process: A review // Materials. Today: Proceedings. 2021. Vol. 41. No. 2. P. 363–368. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.562>
6. Ramkumar P., Karthikeyan M.K., Gupta R.K., Anil Kumar V., Magadam Ch., Muthupandi V. Plasma arc welding of high strength 0.3 % C–CrMoV (ESR) Steel // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2017. Vol. 70. No. 5. P. 1317–1322. <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0927-3>
7. Fatima S., Khan M., Jaffery S.H.I., Ali L., Butt S.I., Mujahid M. Optimization of process parameters for plasma arc welding of austenitic stainless steel (304 L) with low carbon steel (A-36) // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L // Journal of Materials: Design and Applications. 2016. Vol. 230. No. 2. P. 640–653. <https://doi.org/10.1177/1464420715584392>
8. Wu C.S., Wang L., Ren W.J., Zhang X.Y. Plasma arc welding: Process, sensing, control and modeling // Journal of Manufacturing Processes. 2014. Vol. 16. No. 1. P. 74–85. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.06.004>

9. Wang Yu., Mao B., Chu Sh., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang Sh., Wang Yu., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 24. P. 8198–8240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
10. Wang H., Hong D., Hou L., Ou P., Wang Z., Shen L., Zhao H. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray-deposited AISI M3:2 high-speed steel // *Materials Chemistry and Physics*. 2020. Vol. 255. Article 123554. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123554>
11. Lyu C., Zhou J., Zhang X., Yao Y., Zhang Y. Effect of heat treatment on microstructure and impact toughness of a Tungsten-Molybdenum powder metallurgical high-speed steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 815. Article 141268. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141268>
12. Wang Y., Chu S., Mao B., Xing H., Zhang J., Sun B. Microstructure, residual stress, and mechanical property evolution of a spray-formed vanadium-modified high-speed steel processed by post-heat treatment // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 18. P. 1521–1533. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.053>
13. Chaus A.S., Sahul M. On origin of delta eutectoid carbide in M2 high-speed steel and its behaviour at high temperature // *Materials Letters*. 2019. Vol. 256. Article 126605. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126605>
14. Chaus A.S., Braeik M., Sahul M., Domankova M. Microstructure and properties of M2 high-speed steel cast by the gravity and vacuum investment casting // *Vacuum*. 2019. Vol. 162. P. 183–198. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.01.041>
15. Chen N., Luo R., Xiong H., Li Z. Dense M2 high speed steel containing core-shell MC carbonitrides using high-energy ball milled M2/VN composite powders // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 771. Article 138628. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138628>
16. Yu P., Ziqiang P., Bowen L., Wei X., Ce Zh., Xuanhui Q., Xin L. Influence of heat treatment on the microstructural evolution and mechanical properties of W6Mo5Cr4V2Co5Nb (825 K) high speed steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 787. Article 139480. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139480>
17. Hu Q., Wang M., Chen Yu., Liu H., Si Z. The Effect of MC-type carbides on the microstructure and wear behavior of s390 high-speed steel produced via spark plasma sintering // *Metals*. 2022. Vol. 12. No. 12. Article 2168. <https://doi.org/10.3390/met12122168>
18. Wang J., Chen C., Zhang C. Effect of Mo and tempering treatment on the microstructural evolution and mechanical properties of M2 high-speed steel prepared by laser directed energy deposition // *Steel research international*. 2021. Vol. 92. Article 2100225. <https://doi.org/10.1002/srin.202100225>
19. Ureña A., Otero E., Utrilla M.V., Múnez C.J. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding // *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. Vol. 182. No. 1-3. P. 624 – 631. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.08.030>
20. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Черненко Н.Л. Влияние кремния на структуру, трибологические и механические свойства азотсодержащих хромомарганцевых аустенитных сталей // *Физика металлов и металловедение*. 2003. Т. 96. № 5. С. 100–110.
21. 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. С. 23–27.
22. Емельюшин А.Н., Петроченко Е. В., Нефедьев С. П. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-Si, дополнительно легированных азотом // *Сварочное производство*. 2011. № 10. С. 18–22.
23. Нефедьев С.П., Емельюшин А.Н. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5 // *Вестник Югорского государственного университета*. 2021. № 3(62). С. 33–45. <https://doi.org/10.17816/byusu20210333-45>
24. Емельюшин А.Н., Петроченко Е.В., Нефедьев С.П. Сравнение структуры и свойств литых и наплавленных износостойких материалов // *Литейные процессы*. 2012. № 11. С. 141–145.
25. Малущин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д.А., Башенко Л.П., Перегудов О.А. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота. Новокузнецк: ООО Полиграфист, 2022. 232 с.
26. Пат. № 2699488 РФ. Способ многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости в азотсодержащей среде / Малущин Н.Н., Романов Д.А., Осетковский В.Л., Кова-

лев А.П., Будовских Е.А., Валуев Д.В.; заявл. 29.02.2019; опубл. 05.09.2019. Бюл. № 25.

27. Геллер Ю.А. *Инструментальные стали*. Москва: Металлургия. 1983. 527 с.
28. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. *Специальные стали*. Москва: МИСиС, 1999. 408 с.

#### REFERENCES

1. Gladkii P.V., Pereplechikov E.F., Ryabtsev I.A. *Plasma transfer arc*. Kiev: Ekotekhnologiya, 2007, 292 p. (In Russ.).
2. Ryabtsev I.A., Senchenkov I.K. *Theory and practice of surfacing works*. Kiev: Ekotekhnologiya, 2013, 400 p. (In Russ.).
3. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyanskii P.A. *Plasma technologies. Welding, coating, hardening*. Moscow: Mashinostroenie, 2008, 406 p. (In Russ.).
4. Pokhodnya I.K., Shlepakov V.N., Maksimov S.Yu., Ryabtsev I.A. Research and development of the E.O. Research and development of the STC Paton in the field of electric arc welding and surfacing with powder wire (Review). *Avtomaticeskaya svarka*. 2010, no. 12 (692), pp. 34–42. (In Russ.).
5. Sahoo A., Tripathy S. Development in plasma arc welding process: A review. *Materials. Today: Proceedings*. 2021, vol. 41, no. 2, pp. 363–368. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.562>
6. Ramkumar P., Karthikeyan M.K., Gupta R.K., Anil Kumar V., Magadam Ch., Muthupandi V. Plasma arc welding of high strength 0.3 % C–CrMoV (ESR) Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2017, vol. 70, no. 5, pp. 1317–1322. <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0927-3>
7. Fatima S., Khan M., Jaffery S.H.I., Ali L., Butt S.I., Mujahid M. Optimization of process parameters for plasma arc welding of austenitic stainless steel (304 L) with low carbon steel (A-36) // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L. *Journal of Materials: Design and Applications*. 2016, vol. 230, no. 2, pp. 640–653. <https://doi.org/10.1177/1464420715584392>
8. Wu C.S., Wang L., Ren W.J., Zhang X.Y. Plasma arc welding: Process, sensing, control and modeling. *Journal of Manufacturing Processes*. 2014, vol. 16, no. 1, pp. 74–85. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.06.004>
9. Wang Yu., Mao B., Chu Sh., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang Sh., Wang Yu., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023, vol. 24, pp. 8198–8240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
10. Wang H., Hong D., Hou L., Ou P., Wang Z., Shen L., Zhao H. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray-deposited AISI M3:2 high-speed steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2020, vol. 255, article 123554. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123554>
11. Lyu C., Zhou J., Zhang X., Yao Y., Zhang Y. Effect of heat treatment on microstructure and impact toughness of a Tungsten-Molybdenum powder metallurgical high-speed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 815, article 141268. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141268>
12. Wang Y., Chu S., Mao B., Xing H., Zhang J., Sun B. Microstructure, residual stress, and mechanical property evolution of a spray-formed vanadium-modified high-speed steel processed by post-heat treatment. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022, vol. 18, pp. 1521–1533. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.053>
13. Chaus A.S., Sahul M. On origin of delta eutectoid carbide in M2 high-speed steel and its behaviour at high temperature. *Materials Letters*. 2019, vol. 256, article 126605. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126605>
14. Chaus A.S., Braeik M., Sahul M., Domankova M. Microstructure and properties of M2 high-speed steel cast by the gravity and vacuum investment casting. *Vacuum*. 2019, vol. 162, pp. 183–198. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.01.041>
15. Chen N., Luo R., Xiong H., Li Z. Dense M2 high speed steel containing core-shell MC carbonitrides using high-energy ball milled M2/VN composite powders. *Materials Science and Engineering: A*. 2020, vol. 771, article 138628. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138628>
16. Yu P., Ziqiang P., Bowen L., Wei X., Ce Zh., Xuanhui Q., Xin L. Influence of heat treatment on the microstructural evolution and mechanical properties of W6Mo5Cr4V2Co5Nb (825 K) high speed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020, vol. 787, article 139480. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139480>
17. Hu Q., Wang M., Chen Yu., Liu H., Si Z. The Effect of MC-type carbides on the microstructure and wear behavior of s390 high-speed steel produced via spark plasma sintering. *Metals*. 2022, vol. 12, no. 12, article 2168. <https://doi.org/10.3390/met12122168>

18. Wang J., Chen C., Zhang C. Effect of Mo and tempering treatment on the microstructural evolution and mechanical properties of M2 high-speed steel prepared by laser directed energy deposition. *Steel research international*. 2021, vol. 92, article 2100225. <https://doi.org/10.1002/srin.202100225>
19. Ureña A., Otero E., Utrilla M.V., Múnez C.J. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007, vol. 182, no. 1-3, pp. 624 – 631. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.08.030>
20. Korshunov L.G., Goykhenberg Yu.N., Chernenko N.L. Effect of silicon on the structure, tribological and mechanical properties of nitrogen-containing chromium-manganese austenitic steels. *Physics of metals and metal science*. 2003, vol. 96, no. 5, pp. 100–110.
21. Vdovin K.N., Nikitenko O.A., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. Research of the effect of nitrated ferrovandium on the microstructure parameters of Gadfield steel cast products. *Liteishchik Rossii*. 2018, no. 3, pp. 23–27. (In Russ.).
22. Emelyushin A.N., Petrochenko E. V., Nefed'ev S. P. Research of structure and impact-abrasive wear resistance of coatings of Fe-C-Cr-Mn-Si system, additionally doped with nitrogen. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2011, no. 10, pp. 18–22. (In Russ.).
23. Nefed'ev S.P., Emelyushin A.N. The influence of nitrogen on the formation of the structure and properties of plasma coatings of type 10P6M5. *Bulletin of the Yugra State University*. 2021, no. 3(62), pp. 33–45. <https://doi.org/10.17816/byusu20210333-45> (In Russ.).
24. Emelyushin A.N., Petrochenko E. V., Nefed'ev S. P. Comparison of structure and properties of cast and deposited wear-resistant materials. *Liteinye protsessy*. 2012, no. 11, pp. 141–145. (In Russ.).
25. Malushin N.N., Gromov V.E., Romanov D.A., Bashchenko L.P., Peregudov O.A. *Strengthening heat-resistant alloys with plasma in nitrogen medium*. Novokuznetsk: OOO Poligrafist, 2022, 232 p. (In Russ.).
26. Malushin N.N., Romanov D.A., Osetkovskii V.L., Kovalev A.P., Budovskikh E.A., Valuev D.V. Method of multilayer weld deposition with heat-resistant steels of high hardness in nitrogen-containing medium. Pat.RF2699488. *Byulleten' izobretenii*. 2019, no. 25. (In Russ.).
27. Geller Yu.A. *Instrumental steels*. Moscow: Metallurgiya. 1983, 527 p. (In Russ.).
28. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Special steels*. Moscow: MISiS. 1999, 408 p. (In Russ.).

**Сведения об авторах**

**Василий Витальевич Почетуха**, к.т.н., старший преподаватель кафедры транспорта и логистики, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** v.pochetuha@mail.ru

**ORCID:** 0000-0003-0492-6188

**Людмила Петровна Бащенко**, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** luda.baschenko@gmail.com

**ORCID:** 0000-0003-1878-909X

**Анастасия Николаевна Гостевская**, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** lokon1296@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-7328-5444

**Евгений Александрович Будовских**, д.т.н., доцент, старший научный сотрудник, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** budovskikh@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-3795-0726

**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.sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0002-5147-5343

**Александр Сергеевич Чапайкин**, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** tchapajkin.s@yandex.ru

**Information about the authors**

**Vasilii V. Pochetukha**, Cand. Sci. (Eng.), Senior lecturer at the Department of Transport and Logistics, Siberian State Industrial University

**E-mail:** v.pochetuha@mail.ru

**ORCID:** 0000-0003-0492-6188

**Lyudmila P. Bashchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University

**E-mail:** luda.baschenko@gmail.com

**ORCID:** 0000-0003-1878-909X

**Anastasia N. Gostevskaya**, Postgraduate student of the Department of Natural Sciences. Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

**E-mail:** lokon1296@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-7328-5444



**Evgenii A. Budovskikh**, *Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, senior researcher*, Siberian State Industrial University

**E-mail:** budovskikh@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-3795-0726

**Victor 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.sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0002-5147-5343

**Aleksandr S. Chapaikin**, *Postgraduate student of the Department of Natural Sciences. Professor V.M. Finkel*, Siberian State Industrial University

**E-mail:** tchapajkin.s@yandex.ru

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 25.07.2023

После доработки 25.08.2023

Принята к публикации 28.08.2023

Received 25.07.2023

Revised 25.08.2023

Accepted 28.08.2023