

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

MATERIALS SCIENCE AND HEAT TREATMENT OF METALS

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)
УДК 621.791.92
DOI: 10.18503/1995-2732-2024-22-3-113-120



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕГО СПЛАВА P2M9ЮАТ ПОСЛЕ НАПЛАВКИ И ОТПУСКА

Емелюшин А.Н.¹, Миненко С.С.², Громов В.Е.², Чапайкин А.С.²

¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

² Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. Методами современного физического материаловедения исследованы структура и свойства быстрорежущей стали P2M9ЮАТ, сформированной плазменной наплавкой в азоте на заготовку из стали 30ХГСА. Образцы наплавляли плазменной дугой на обратной полярности с подачей на сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-P2M9ЮАТ. Структура наплавленного сплава в состоянии после наплавки характерна для литых и наплавленных сплавов: мартенсит, остаточный аустенит и карбиды. Первичные ячейки мартенситно-аустенитной смеси окружены развитой сеткой ледебуритной эвтектики пластинчатой и скелетной морфологии. Зарождение обеих эвтектик может быть связано с частичным модифицированием карбидной фазы за счет легирования азотом. Распределение микротвердости наплавленного слоя характеризуется значительной неоднородностью. Это объясняется сложным характером термического воздействия в условиях многослойной плазменной наплавки. После окончания наплавки заготовку подвергали высокотемпературному отпуску: температура нагрева 560-580°C, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4. Четырехкратный высокотемпературный отпуск приводит к превращению остаточного аустенита, выделению карбидов и карбонитридов. Ледебуритная эвтектика частично растворяется, в результате чего разрушается эвтектический каркас, что благоприятно сказывается на прочностных характеристиках. Число круглых карбидных образований в стыках кристаллов снижается. Микротвердость наплавленного металла после отпуска возрастает от 6,89 до 7,48 ГПа, а ее распределение становится более равномерным. Установлено, что в наплавленном металле основными фазами после высокотемпературного отпуска являются твердый раствор α -железа, карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, молибдена, хрома, алюминия и титана.

Ключевые слова: плазменная наплавка, порошковая проволока, азот, микротвердость, быстрорежущий сплав, микроструктура

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>. Наплавка проведена с использованием оборудования научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».

© Емелюшин А.Н., Миненко С.С., Громов В.Е., Чапайкин А.С., 2024

Для цитирования

Структура и свойства быстрорежущего сплава P2M9ЮАТ после наплавки и отпуска / Емелюшин А.Н., Миненко С.С., Громов В.Е., Чапайкин А.С. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2024. Т. 22. №3. С. 113-120. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2024-22-3-113-120>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH SPEED STEEL R2M9YUAT AFTER SURFACING AND TEMPERING

Emelyushin A.N.¹, Minenko S.S.², Gromov V.E.², Chapaikin A.S.²

¹ Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia

² Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The methods of modern physical materials science were used to study the structure and properties of high speed steel R2M9YuAT formed by plasma surfacing in nitrogen on a workpiece of 30KhGSA steel. The samples were surfaced by a plasma arc at reverse polarity with the supply of non-current-carrying filler flux-cored wire PP-R2M9YuAT to the weld pool. The alloy structure after surfacing is characteristic of cast and surfaced alloys: martensite, retained austenite and carbides. The primary cells of the martensite-austenitic mixture are surrounded by a developed network of ledeburite eutectic with lamellar and skeleton morphology. The nucleation of both eutectics can be associated with a partial modification of the carbide phase due to alloying with nitrogen. The microhardness distribution of the surfaced layer is characterized by significant heterogeneity. This is explained by the complex nature of the thermal effect under conditions of multilayer plasma surfacing. Upon completion of surfacing, the workpiece was subjected to high-temperature tempering: heating temperature was 560-580°C, holding time was 1 hour, and a number of tempering operations was 4. Four-time high-temperature tempering leads to the transformation of retained austenite and the precipitation of carbides and carbonitrides. Ledeburite eutectic partially dissolves, resulting in the destroyed eutectic framework, which has a beneficial effect on the strength characteristics. The number of round carbide formations at crystal junctions decreases. Microhardness of the surfaced metal after tempering increases from 6.89 GPa to 7.48 GPa, and its distribution becomes more uniform. It has been established that the main phases in the surfaced metal after high-temperature tempering are a solid solution of α -iron, carbides and carbonitrides based on iron, tungsten, molybdenum, chromium, aluminum and titanium.

Keywords: plasma surfacing, flux-cored wire, nitrogen, microhardness, high speed alloy, microstructure

The research was funded by the grant of the Russian Science Foundation, No. 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>. The surfacing was carried out using the equipment of the scientific laboratory of electro-explosive spraying of highly reliable coatings at Siberian State Industrial University.

For citation

Emelyushin A.N., Minenko S.S., Gromov V.E., Chapaikin A.S. Structure and Properties of High Speed Steel R2M9YUAT after Surfacing and Tempering. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2024, vol. 22, no. 3, pp. 113-120. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2024-22-3-113-120>

Введение

Для деталей машин и механизмов металлургического оборудования, работающих в условиях абразивного износа и высоких температур, широко применяются быстрорежущие стали P18, P12, P9 и др. В последние годы наметилась тенденция замены вольфрамовых сталей вольфрамомолибденовыми и молибденовыми экономнолегированными сталями, дополнительно легированными азотом и ванадием (P6M5, P8M3, P6M3 и типа M8, M10 (по марочнику США) и P2M8). В этих сталях вольфрам заменяется более дешевым и доступным молибденом в соотношении Mo:W = 1:(1,4-1,5). Легирование азотом быстрорежущих сталей позволяет повысить их отпускостойчивость и износостойкость при повышенных температурах. Высокие служебные характеристики такие быстрорежущие стали приобретают после сложной термической обработки (закалка с высокими температурами $t_{\text{зак}} = 1220-1270^\circ\text{C}$ и высокотемпературный трехкратный отпуск $t_{\text{отп.}} = 560-580^\circ\text{C}$). Прове-

дение такой термической обработки деталей из теплостойких сталей вызывает технологические трудности и приводит к значительному удорожанию таких деталей. Выплавка быстрорежущих сталей с повышенным содержанием азота также имеет определенные сложности, что связано с трудностью контроля его содержания и обеспечения высокой усвояемости азота расплавом. Эти затруднения могут быть успешно преодолены при получении быстрорежущих сталей с помощью плазменной наплавки в среде азота порошковыми проволоками [1-4].

Быстрорежущие стали обладают высокими служебными свойствами, но имеют неудовлетворительную свариваемость из-за высокой вероятности образования холодных трещин. В разработанных Сибирским государственным индустриальным университетом способах наплавки быстрорежущими сталями, претерпевающими фазовые превращения, для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект повышенной пла-

стичности («сверхпластичности») и регулируемый термический цикл с низкотемпературным подогревом. При применении этих способов наплавки можно получать наплавленный металл в закаленном состоянии, без трещин, что позволяет ограничиться для повышения твердости наплавленного металла высокотемпературным отпуском [4-7].

Для реализации предложенных способов применена плазменная наплавка порошковыми проволоками, обеспечивающими получение наплавленных быстрорежущих сталей, дополнительно легированных азотом. Плазменная наплавка в среде азота по сравнению с наплавкой в аргоне позволяет не только снизить затраты на наплавку, но и эффективно легировать наплавленный металл азотом из газовой фазы непосредственно в процессе наплавки, что существенно повышает его твердость и износостойкость.

Наплавленные быстрорежущие стали, легированные азотом и алюминием, обладают повышенными твердостью и износостойкостью, что подтверждено результатами промышленных испытаний таких деталей [4-7] и результатами лабораторных исследований [8-15]. Так, в работах [8, 9] показано, что с помощью дополнительного легирования азотом наплавочного порошка ПР-10Р6М5 можно изменять микроструктуру, фазовый состав и трибологические характеристики плазменных покрытий. Значительное повышение сопротивления быстрорежущего наплавленного металла абразивному изнашиванию авторы объясняют образованием карбонитридов взамен карбидов, образующихся при наплавке порошком ПР-10Р6М5 без легирования азотом. Легирование азотом приводит к повышению микротвердости и прочности карбидной фазы, что повышает эксплуатационную стойкость азотированных покрытий.

Высокие свойства быстрорежущих сталей достигаются специальным легированием и комплексной термической обработкой, которые обеспечивают определенный фазовый состав. Технологические характеристики быстрорежущих сталей напрямую определяются особенностями их микроструктуры. Несмотря на полученные положительные результаты испытаний, недостаточно изучены причины повышения твердости и износостойкости, их физическая сущность [4-7]. Поэтому исследования фазового состава и тонкой структуры наплавленного сплава являются важными задачами.

Цель настоящей работы – оптимизация режима высокотемпературного отпуска наплавленной в азоте экономнолегированной стали Р2М9ЮАТ, а также определение влияния отпуска на её структуру и микротвердость.

Материалы и методы исследования

Исследовали наплавленную быстрорежущую сталь Р2М9ЮАТ, дополнительно легированную алюминием и азотом, следующего химического состава, мас. %: С – 0,89; Cr – 3,47; W – 1,86; Mo – 7,98; V – 0,87; Ti – 0,64; Al – 1,54; N – 0,10. В качестве ос-

новного металла использовали низколегированную хромокремнемарганцевую сталь 30ХГСА (с хорошей свариваемостью) следующего химического состава, мас. %: С – 0,3; Cr – 0,9; Mn – 0,8; Si – 0,9.

Повышенное содержание азота в наплавленном металле обеспечивалось применением специально разработанной порошковой проволоки, содержащей углерод, хром, молибден, вольфрам, ванадий, алюминий, железо, никель, пыль электрофильтров алюминиевого производства, азотированный феррохром и титан [7]. Дополнительный вклад в повышение содержания азота в покрытии обеспечивало применение азота в качестве защитной атмосферы при плазменной наплавке.

Наплавку образцов осуществляли на модернизированной установке для плазменной наплавки порошковыми проволоками УД-417Д [4-7]. Образцы наплавливали плазменной дугой на обратной полярности с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р2М9ЮАТ. Использование сжатой дуги обратной полярности позволяет устранить трудоемкие, усложняющие технологические процессы наплавки операции по предварительной очистке поверхности изделия. В этом случае очистка наплавляемой поверхности от загрязнений происходит непосредственно в процессе наплавки за счет эффекта катодного распыления. Кроме того, при наплавке на обратной полярности достигается и меньшее разбавление наплавленного металла основным металлом. Для исключения образования пористости при плазменной наплавке в среде азота в состав наполнителя наплавочной порошковой проволоки введён алюминий в количестве 1,54 мас. %, связывающий избыточный азот в нерастворимые в расплаве соединения нитрида алюминия.

Режим наплавки следующий: сварочный ток $I = 145-150$ А, рабочее напряжение на дуге $U = 45-50$ В, скорость наплавки $v_n = 18$ м/ч, скорость подачи порошковой проволоки $v_{под} = 60$ м/ч, длина открытой дуги $l_d = 20$ мм, расход защитного газа (азота) $Q_{защ} = 20-22$ л/мин, расход плазмообразующего газа аргона $Q_{плазм} = 6-8$ л/мин, диаметр проволоки 3,7 мм, коэффициент наплавки 18-20 г/(А·ч); коэффициент разбрызгивания не более 3,5%. После окончания наплавки образцы охлаждали на воздухе.

Из верхних слоев наплавленного металла вырезали образцы на станке электроискровой резки в среде керосина. Половину образцов от партии подвергали высокотемпературному отпуску по режиму: температура нагрева 560-580°C, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4. Режим термообработки был выбран на основании ранее проведённых исследований [4-7]. Изучение полученных образцов проводили в двух состояниях: 1 – после наплавки; 2 – после наплавки и высокотемпературного отпуска. Образцы механически шлифовали на наждачной бумаге марки Р400 и алмазной пасте, а после этого электролитическим способом стравливали деформированный слой. Металлографические исследования проводили с помо-

щью светового микроскопа OLYMPUS GX-51 и сканирующего электронного микроскопа KYKY EM6900C [16-19]. Определение микротвёрдости поверхностных слоёв проводили с шагом 100 мкм по десяти отпечаткам с помощью прибора HVS-1000A методом Виккерса при нагрузке на индентор 10 Н. Измерения твердости проводили по методу Роквелла.

Полученные результаты и их обсуждение

В покрытии, наплавленном на токе 145-150 А, формируется ячеистая первичная структура, характерная для структуры литых быстрорежущих сталей, кристаллизующихся в условиях равномерного охлаждения без преимущественного теплоотвода в каком-либо направлении (рис. 1). Очевидно, причиной отсутствия направленности теплоотвода является предварительный подогрев образцов при наплавке и подача холодной проволоки в сварочную ванну, что приводит к снижению градиента температур между подложкой и формируемым покрытием. Это приводит к снижению скорости кристаллизации и получению относительно крупнозернистой структуры ячеистой формы. Величина действительного зерна аустенита соответствует 6 баллу по ГОСТ 5639-82 (рис. 1, а).

В наплавленном металле металлическая основа дендритных кристаллов представлена мартенситно-аустенитной смесью, имеющей микротвёрдость 800-1100 HV. Первичные ячейки мартенситно-аустенитной смеси окружены сплошной развитой сеткой ледебуритной эвтектики различной морфологии – пластинчатой и скелетной (рис. 2). Наличие в покрытии одновременно двух типов ледебуритной эвтектики говорит об одновременном зарождении зародышей обеих эвтектик и частичном модифицировании карбидной фазы эвтектики за счёт легирования азотом. Микротвёрдость эвтектики скелетной формы составляет 1000-1200 HV, а микротвёрдость пластинчатой эвтектики составляет 1050-1300 HV. Более полная инверсия структуры эвтектики с заменой карбидов скелетной формы на карбиды пластинчатой формы возможна при повышении в составе покрытия содержания азота или при проведении термической обработки, в результате которой станет возможным растворение термодинамически менее равновесных карбидов цементитного типа с перераспределением легирующих элементов между металлической основой и оставшейся частью эвтектики.

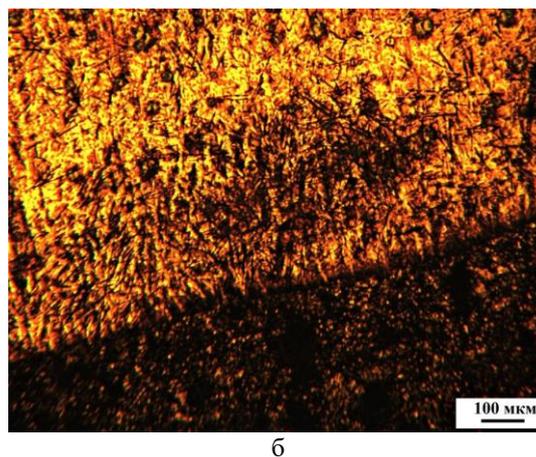
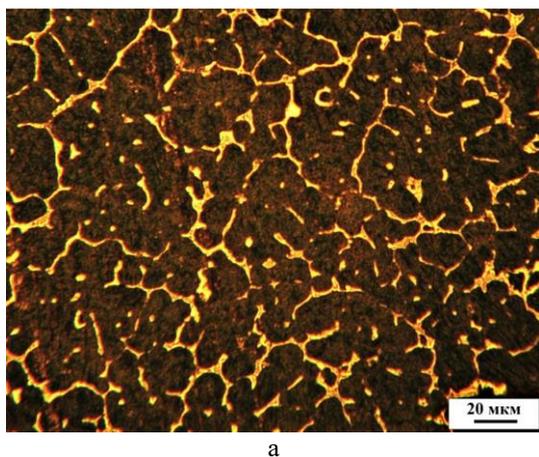


Рис. 1. Микроструктура покрытия после наплавки: а – средняя часть покрытия, $\times 400$; б – зона сплавления, $\times 100$
Fig. 1. The coating microstructure after surfacing: а is a middle part of the coating, $\times 400$; б is a fusion zone, $\times 100$

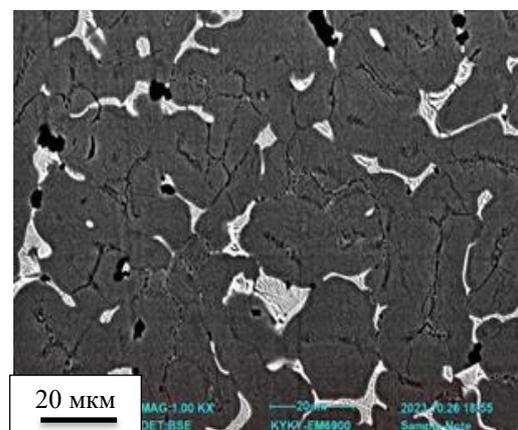
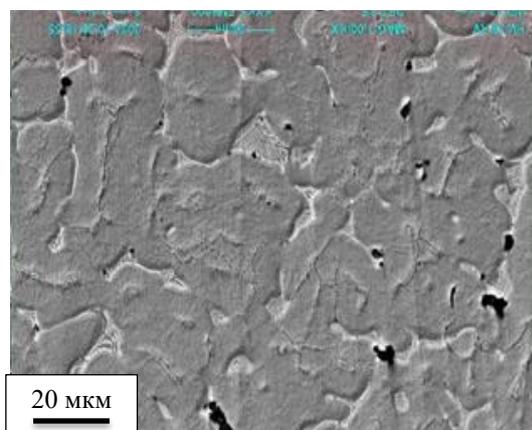


Рис. 2. Морфология эвтектики наплавленного покрытия
Fig. 2. Morphology of eutectic of the surfaced coating

Распределение твёрдости Виккерса в поперечном сечении покрытия (рис. 3) имеет некоторую неравномерность. Это связано с тем, что различные отпечатки попадали в средние или периферийные участки валика наплавленного металла, которые имели различные термические истории, что подтверждается синусоидальным характером распределения твёрдости.

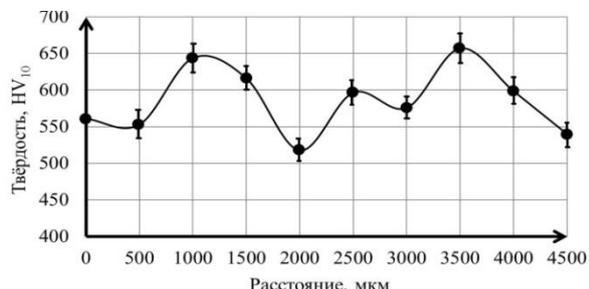
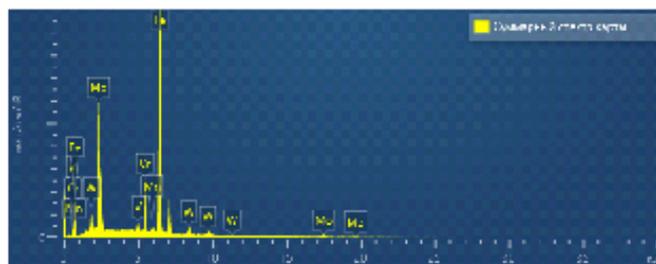
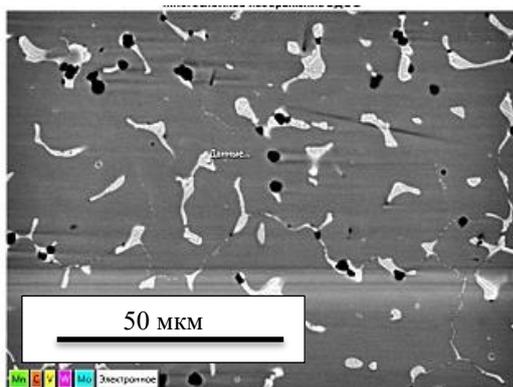


Рис. 3. Распределение твердости Виккерса в поперечном направлении покрытия
Fig. 3. Vickers hardness distribution in the transverse direction of the coating

Проведение отпуска по описанному выше режиму приводит к существенным изменениям в структуре наплавленных покрытий. Ледебуритная эвтектика претерпевает частичное растворение, в результате



а

б

Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавки (а), энергетические спектры (б)
Fig. 4. Electron microscope image of the surfacing structure (a), energy spectra (б)

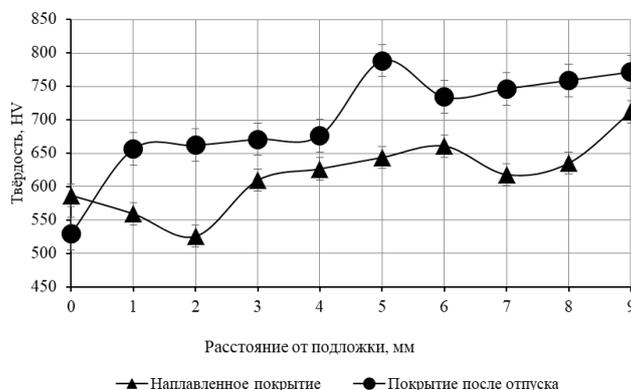
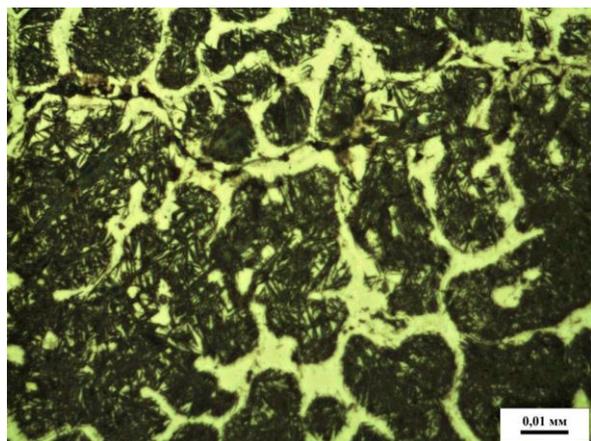
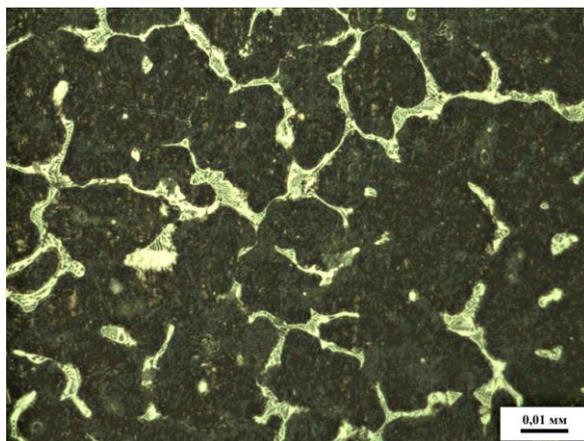


Рис. 5. Влияние отпуска на твёрдость покрытия: а – после наплавки; б – после отпуска
Fig. 5. Effect of tempering on coating hardness: а is after surfacing; б is after tempering



а



б

Рис. 6. Структура металлической основы покрытия: а – наплавленное покрытие; б – покрытие после отпуска
 Fig. 6. The structure of the metal base of the coating: а is a surfaced coating; б is a coating after tempering

При отпуске азот выделяется из металлической основы и образует нерастворимые мелкодисперсные нитриды и карбонитриды, прежде всего, вольфрама и ванадия. Комплексное легирование наплавленного металла азотом при плазменной наплавке из проволоки в защитно-легирующей атмосфере азота позволяет повысить твёрдость, износостойкость и теплостойкость покрытий.

Наличие в составе наплавленного металла сильного стабилизатора аустенита – азота – повышает количество остаточного аустенита, по сравнению с безазотистым покрытием, и уменьшает объёмный эффект мартенситного превращения, что, в свою очередь, снижает вероятность образования холодных трещин. Таким образом, азот оказывает благоприятное влияние при плазменной наплавке, снижая склонность наплавленного покрытия к трещинообразованию.

Заключение

Таким образом, впервые изучена структура и свойства быстрорежущей стали Р2М9ЮАТ после наплавки и отпуска.

1. Уточнен режим высокотемпературного отпуска быстрорежущего сплава Р2М9ЮАТ. Режим высокотемпературного отпуска: температура нагрева 560-580°C, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4.

2. Установлено, что распределение микротвёрдости наплавленного слоя в состоянии после плазменной наплавки характеризуется значительной неравномерностью. Микротвёрдость изменяется от минимального значения 4,68 до 5,93 ГПа. Четырёхкратный высокотемпературный отпуск при температурах 560-580°C приводит к превращению остаточного аустенита в мартенсит и выделению дополнительного количества карбидов и карбонитридов. Микротвёрдость наплавленного металла после отпуска возросла до 7,48 ГПа, а ее распределение стало более однородным.

3. Показано, что многослойная плазменная наплавка в защитно-легирующей среде азота быстрорежущей стали Р2М9ЮАТ позволяет получать качественный наплавленный слой в закаленном состоянии без трещин, пор и дефектов макро- и микроструктуры благодаря благоприятному влиянию азота на структурообразование.

4. Установлено, что структура наплавленного сплава представляет собой мартенсит отпуска, по границам зерен располагаются карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия (Me_6NC и AlN).

Список источников

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: МИСиС, 1999. 408 с.
3. Патон Б.Е. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. М.: Металлургия, 1974. 768 с.
4. Малущин Н.Н., Валуев Д.В. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями. Томск: Изд-во НТЛ, 2013. 358 с.
5. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота: монография / Н.Н. Малущин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, Л.П. Башенко, О.А. Перегудов. Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2022. 232 с.
6. Плазменная наплавка в азоте быстрорежущими сталями: учеб. пособие / Н.Н. Малущин, В.Е. Громов, Л.П. Башенко, О.А. Перегудов, С.В. Райков, Р.Е. Крюков. Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2023. 237 с.
7. Технология упрочнения деталей металлургического оборудования быстрорежущими сплавами с азотом / Малущин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д.А., Башенко Л.П., Гостевская А.Н. // Заготови-

- тельные производства в машиностроении. 2023. Т. 21. №10. С. 441-447.
8. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., Неведьев С.П. Сравнение структуры и свойств литых и наплавленных износостойких материалов // Литейные процессы. 2012. №11. С. 141-145.
 9. Неведьев С.П., Емелюшин А.Н. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5 // Вестник Югорского государственного университета. 2021. № 3(62). С. 33-45.
 10. Фетисов Г.П. и др. Материаловедение и технология материалов. В 2 ч. Ч. 1. М.: Изд-во Юрайт, 2023. 406 с.
 11. Дедюх Р.И. Материаловедение и технологии конструкционных материалов. Технология сварки плавлением. М.: Изд-во Юрайт, 2023. 169 с.
 12. Инженерия поверхностей конструкционных материалов с использованием плазменных и пучковых технологий / А.В. Белый, А.С. Калинин, О.Г. Девойно, В.А. Кукареко. Минск: Беларуская навука, 2017. 459 с.
 13. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавоочных работ. Киев: ЕкоТехнологія, 2013. 400 с.
 14. Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой (Обзор) / Походня И.К., Шлепаков В.Н., Максимов С.Ю., Рябцев И.А. // Автоматическая сварка. 2010. №12 (692). С. 34-42.
 15. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. М.: Машиностроение, 2008. 406 с.
 16. Ladd M., Palmer R. Structure Determination by X-ray Crystallography. New York: Kluwer Academic, Plenum Publishers, 2003. 819 p.
 17. Waseda Y., Matsubara E., Shinoda K. Diffraction Crystallography. Introduction, Examples and Solved Problems. Berlin: Springer, 2011. 310 p.
 18. Ernst F., Ruhle M., Science C. High-Resolution Imaging and Spectrometry of Materials. Berlin: Springer, 2003. 440 p.
 19. Weirich T. Electron Crystallography. Berlin: Springer, 2006. 536 p.
 20. ing the quality of metallurgical equipment parts at all stages of their life cycle using plasma surfacing with heat-resistant steels]. Tomsk: Scientific and Technical Literature (NTL) Publishing House, 2013, 358 p. (In Russ.)
 5. Malushin N.N., Gromov V.E., Romanov D.A., Bashchenko L.P., Peregudov O.A. *Uprochnenie teplostoykikh splavov plazmoy v srede azota: monografiya* [Strengthening of heat-resistant alloys by plasma in nitrogen environment: monograph]. Novokuznetsk: LLC Polygrafist, 2022, 232 p. (In Russ.)
 6. Malushin N.N., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Peregudov O.A., Raikov S.V., Kryukov R.E. *Plazmennaya naplavka v azote bystrorezhushchimi stalyami: ucheb. posobie* [Plasma surfacing in nitrogen with high-speed steels: study guide]. Novokuznetsk: LLC Polygrafist, 2023, 237 p. (In Russ.)
 7. Malushin N.N., Gromov V.E., Romanov D.A., Bashchenko L.P., Gostevskaya A.N. Technology of strengthening parts of metallurgical equipment with high-speed alloys with nitrogen. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii* [Blanking Production in Mechanical Engineering]. 2023;21(10):441-447. (In Russ.)
 8. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefedev S.P. Comparison of the structure and properties of cast and surfaced wear-resistant materials. *Liteynye protsessy* [Foundry Processes]. 2012;(11):141-145. (In Russ.)
 9. Nefedev S.P., Emelyushin A.N. The influence of nitrogen on the formation of the structure and properties of plasma coatings of type 10R6M5. *Vestnik Yugorskogo gosudarstvennogo universiteta* [Bulletin of Yugra State University]. 2021;(3(62)):33-45. (In Russ.)
 10. Fetisov G.P. et al. *Materialovedenie i tekhnologiya materialov* [Materials science and technology of materials]. In 2 parts. Part 1. Moscow: Yurayt Publishing House, 2023, 406 p. (In Russ.)
 11. Dedyukh R.I. *Materialovedenie i tekhnologii konstruktivnykh materialov. Tekhnologiya svarki plavleniem* [Materials science and technology of structural materials. Fusion welding technology]. Moscow: Yurayt Publishing House, 2023, 169 p. (In Russ.)
 12. Bely A.V., Kalinichenko A.S., Devoino O.G., Kukareko V.A. *Inzheneriya poverkhnostey konstruktivnykh materialov s ispolzovaniem plazmennyykh i puchkovyykh tekhnologiy* [Engineering of surfaces of structural materials using plasma and beam technologies]. Minsk: Belaruskaya navuka, 2017, 459 p. (In Russ.)
 13. Ryabtsev I.A., Senchenkov I.K. *Teoriya i praktika naplavochnykh работ* [Theory and practice of surfacing operations]. Kyiv: Ecotekhnologiya, 2013, 400 p. (In Russ.)
 14. Pokhodnya I.K., Shlepakov V.N., Maksimov S.Yu., Ryabtsev I.A. Research and development of the Paton Institute of Electric Welding in the field of electric arc welding and surfacing with flux-cored wire: Review. *Avtomaticheskaya svarka* [Automatic Welding]. 2010;(12(692)):34-42. (In Russ.)

References

1. Geller Yu.A. *Instrumentalnye stali* [Tool steels]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 527 p. (In Russ.)
2. Goldshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsialnye stali* [Special steels]. Moscow: MISIS, 1999, 408 p. (In Russ.)
3. Paton V.E. *Tekhnologiya elektricheskoy svarki metallov i splavov plavleniem* [Technology of electric welding of metals and alloys by fusion]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 768 p. (In Russ.)
4. Malushin N.N., Valuev D.V. *Obespechenie kachestva detaley metallurgicheskogo oborudovaniya na vseh etapakh ikh zhiznennogo tsikla putem primeneniya plazmennoy naplavki teplostoykimi stalyami* [Ensuring

15. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyansky P.A. *Plazmennye tekhnologii. Svarka, naneseenie pokrytiy, uprochnenie* [Plasma technologies. Welding, coating, hardening]. Moscow: Mashinostroenie, 2008, 406 p. (In Russ.)
16. Ladd M., Palmer R. Structure determination by X-ray crystallography. New York: Kluwer Academic, Plenum Publishers, 2003, 819 p.
17. Waseda Y., Matsubara E., Shinoda K. Diffraction crystallography. Introduction, examples and solved problems. Berlin: Springer, 2011, 310 p.
18. Ernst F., Ruhle M. High-resolution imaging and spectrometry of materials. Berlin: Springer, 2003, 440 p.
19. Weirich T. Electron crystallography. Berlin: Springer, 2006, 536 p.

Поступила 01.04.2024; принята к публикации 23.04.2024; опубликована 30.09.2024
Submitted 01/04/2024; revised 23/04/2024; published 30/09/2024

Емелюшин Алексей Николаевич – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры литейного производства и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия.
Email: emelushin@magtu.ru. ORCID 0000-0002-2893-1153

Миненко Сергей Сергеевич – соискатель кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный университет, Новокузнецк, Россия.
Email: mss121278@mail.ru. ORCID 0009-0003-6592-2276

Громов Виктор Евгеньевич – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин имени В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.
Email: gromov@physics.sibsiu.ru. ORCID 0000-0002-5147-5343

Чапайкин Александр Сергеевич – аспирант, Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.
Email: thapajkin.as@yandex.ru. ORCID 0009-0009-8160-7827

Alexey N. Emelyushin – DrSc (Eng.), Professor, Professor of the Department of Foundry and Materials Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.
Email: emelushin@magtu.ru. ORCID 0000-0002-2893-1153

Sergey S. Minenko – degree-seeking applicant of the Finkel Department of Natural Sciences, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.
Email: mss121278@mail.ru. ORCID 0009-0003-6592-2276

Viktor E. Gromov – Doctor (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Finkel Department of Natural Sciences, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.
Email: gromov@physics.sibsiu.ru. ORCID 0000-0002-5147-5343

Alexander S. Chapaikin – postgraduate student, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.
Email: thapajkin.as@yandex.ru. ORCID 0009-0009-8160-7827