DOI 10.52351/00260827_2024_4_79
УДК 621.791.92:621.727:620.178

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВКИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЙ МОЛИБДЕНОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ МНОГОКРАТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Юрий Федорович Иванов[1], д-р физ.-мат. наук, **Виктор Евгеньевич Громов[2],** д-р физ.-мат. наук, **Сергей Сергеевич Миненко[2], Александр Сергеевич Чапайкин[2], Татьяна Павловна Гусева[2], Денис Анатольевич Романов[2],** д-р техн. наук

[1] Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия
[2] Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
E-mail: yufi55@mail.ru, gromov@physics.sibsiu.ru, mss121278@mail.ru, thapajkin.as@yandex.ru, guseva_tp@sibsiu.ru, romanov_da@physics.sibsiu.ru

Аннотация. На стали 30ХГСА методом плазменной наплавки в среде азота сформирован слой высокоэнтропийной быстрорежущей стали на базе М10 толщиной до 10 мм. Осуществлена комплексная обработка слоя, сочетающая двукратный высокотемпературный отпуск и последующее облучение в вакууме интенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия (30 Дж/см^2, 50 мкс, 0,3 с$^{-1}$, 10 имп.). Установлено, что обработка системы «наплавка/подложка» сопровождается увеличением микротвердости наплавленного металла до 8,4 ГПа, что превышает в 2,8 раза микротвердость подложки (сталь 30ХГСА). Показано, что микротвердость наплавленного слоя, подвергнутого комплексной обработке, практически не зависит от расстояния до подложки. Облучение наплавки сопровождается формированием упрочненного поверхностного слоя толщиной ≈100 мкм, что обусловлено закалочным эффектом, сочетающим измельчение зеренной и субзеренной структуры.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, наплавка быстрорежущей стали, высокотемпературный отпуск, облучение, импульсный электронный пучок, структура, свойства

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY MOLYBDENUM HIGH-SPEED STEEL SURFACED BY MULTIPLE HEAT TREATMENTS

Yuriy F. Ivanov[1], Viktor E. Gromov[2], Sergey S. Minenko[2], Alexander S. Chapaikin[2], Tatyana P. Guseva[2], Denis A. Romanov[2]

[1] Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia
[2] Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. A layer of high-entropy high-speed steel based on M10 with a thickness of up to 9 mm was formed on 30KhGSA steel using the method of plasma surfacing in a nitrogen environment. Complex processing of the layer was carried out, combining double high-temperature tempering and subsequent irradiation in a vacuum with an intense pulsed electron beam of submillisecond duration of exposure (30 J/cm2, 50 μs, 0.3 s-1, 10 imp.). It was found that the processing of the "surfacing/substrate" system is accompanied by an increase in the microhardness of the deposited metal to 8.4 GPa, which is 2.8 times higher than the microhardness of the substrate (30KhGSA steel). It

© Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Миненко С.С., Чапайкин А.С., Гусева Т.П., Романов Д.А., 2024

is shown that the microhardness of the deposited layer subjected to complex processing is practically independent of the distance to the substrate. Irradiation of the weld is accompanied by the formation of a hardened surface layer with a thickness of ≈100 μm, which is due to the hardening effect, which combines the refinement of the grain and subgrain structure.

Keywords: high-entropy alloy, high-speed steel surfacing, high-temperature tempering, irradiation, pulsed electron beam, structure, properties

Введение

Быстрорежущие стали – разновидность высокоуглеродистых мартенситных сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы (в основном вольфрам, молибден, ванадий и другие). За прошедшее столетие с момента создания быстрорежущей стали Р18 для конкретных задач маталлообрабатывающей, машиностроительной и металлургической отраслей промышленности были разработаны вольфраммолибденовые стали Р6М5, Р2М9, Р7М4К5 и другие.

Дальнейшее развитие создания новых марок быстрорежущих сталей связано с использованием молибдена, менее дефицитного и дорогого по сравнению с вольфрамом. Твердость молибденовых быстрорежущих сталей заметно отличается от вольфрамовых сталей [1–3]. Это связано с типом и количеством карбидов, их когерентностью с мартенситной матрицей. Образующиеся при затвердевании тонкой эвтектики карбиды Me_2C могут распадаться на карбиды Me_6C и MeC при термообработке [4,5], приводя к их более равномерному распределению в молибденовых быстрорежущих сталях. Карбиды Me_6C и MeC оказываются более мелкими. Это позволяет предполагать, что их тормозящее влияние на рост зерен аустенита при нагреве до закалочных температур будет больше, чем нерстворимых карбидов вольфрамовых и вольфраммолибденовых сталей. Это приводит к получению в молибденовых сталях мелкозернистой структуры и высокой прочности.

Плазменная наплавка быстрорежущими сталями, имея преимущество перед другими способами наплавки, широко используется для ремонта и восстановления изношенного оборудования, придавая в ряде случаев особые поверхностные свойства новым изделиям [6,7].

В последнее десятилетие активно реализуется подход создания быстрорежущих сталей на базе высокоэнтропийных (ВЭС) и среднеэнтропийных сплавов (СЭС) с твердорастворным упрочнением и упрочнением наноразмерными частицами [8–10]. В работе [11] предложена инновационная стратегия проектирования ВЭС путем внедрения пластичных многокомпонентных интерметаллических наночастиц повышенной плотности, обеспечивающих плотность до 1,5 ГПа и пластичность 50%. Источником упрочнения после отпуска для нового быстрорежущего СЭС Fex $(AlCoCrCuNi)_{88,05}Mo_5N_6C_{0,95}$ [5] является высокое легирование сплава, которое улучшает твердорастворное упрочнение в мартенситной матрице и дисперсионное упрочнение. Кроме того, преобразование типа карбидов из M_2C в высокотвердый MC также выгодно для компенсации потери твердости, вызванной уменьшением общего количества карбидов. Создание быстрорежущих сталей на базе ВЭС и СЭС является экономически целесообразным и с очки зрения стоимости недорогих элементов (Fe). Кроме того, быстрорежущие ВЭС и СЭС перспективны для промышленного использования, поскольку путем легирования и термообработки достигается высокая твердость и при равномерном распределении карбидов. Во-первых, в традиционной быстрорежущей стали повышение твердости может быть достигнуто только увеличением содержания C, что приведет к образованию первичного карбидного каркаса и, следовательно, неблагоприятной ударной вязкости. Во-вторых, высокая твердость и хрупкость традиционной быстрорежущей стали после закалки приводит к ухудшению механической обработки. Для быстрорежущих СЭС и ВЭС значительное упрочнение

после отпуска может допустить пониженную твердость после закалки, обеспечивая лучшую механическую обработку.

Повышение функциональных свойств и качества поверхности наплавленных слоев достигается использованием внешних энергетических воздействий среди которых особое место занимает электронно-пучковая обработка, обеспечивающая хорошие демпфирующие свойства в системе наплавка-подложка [12-15].

Целью настоящей работы является анализ результатов и выявление закономерностей формирования структурны и механических свойств плазменной наплавки из высокоэнтропийной быстрорежущей стали на базе М10 на сталь 30ХГСА, подвергнутой высокотемпературному отпуску и последующей обработке интенсивным импульсным электронным пучком.

Материал и методы исследования

Образцы для исследований получали плазменной наплавкой в среде азота на сталь 30ХГСА. Химический состав стали 30ХГСА, (масс. %): C – 0,3; Cr – 0,9; Mn – 0,8; Si – 0,9, остальное – Fe. Химический состав наплавки М10 (масс. %): 8.85 Mo; 3,57 Cr; 2,12 Co; 0,05 V; 1,12 Si; 0,56 Mn, 1,05 Al, остальное – Fe. Режимы плазменной наплавки не отличались от описанных в работах [12,13]. Наплавку проводили в четыре слоя общей толщиной ~ 10 мм. Двукратный отпуск стали с наплавленным слоем осуществляли при температуре 560-580°С в течение 1 ч. Дополнительную обработку наплавленного слоя импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН) [14,15]. Параметры облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см^2, длительность импульсов воздействия 50 мкс, количество импульсов 10, частота следования импульсов 0,3 с$^{-1}$, облучение проводили в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па.

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. Выявление структуры наплавленного слоя осуществляли путем травления полированной поверхности.

Исследования структуры и элементного состава наплавленного слоя осуществляли на сканирующем электронном микроскопе KYKY-EM6900 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 исследования и обсуждение

Проведенные исследования микротвердости полированной поверхности наплавленного выявили существенное влияние комплексной обработки на данную характеристику материала. Представленные на рис. 1 результаты показывают, что дополнительная термическая обработка, сочетающая высокотемпературный печной отпуск и облучение в вакууме импульсным электронным пучком, приводит к существенному (более чем в 1,5 раза) увеличению микротвердости предварительно полированной поверхности образца. Следует также отметить, что дополнительная термическая обработка (двукратный отпуск и последующее облучение импульсным электронным пучком) наплавленного слоя сопровождается многократным (в 7,1 раза, по отношению к исходному состоянию наплавки) повышением уровня однородности микротвердости поверхностного слоя материала.

Профиль микротвердости наплавленного слоя на различных этапах обработки, выявленный на боковой предварительно полированной поверхности образцов, представлен на рис. 2.

Установлено, что профиль микротвердости наплавленного слоя в исходном состоянии (рис. 2, кривая 1) может быть условно разбит на два участка, а именно, поверхностный слой (слой I) толщиной 1 мм, микротвердость которого изменяется в пределах от 5,51 ГПа до 5,66 ГПа (при среднем значении 5,62 ГПа), и слой II, характеризующийся рез-

ко снижающимся (от 5,57 ГПа до 3,1 ГПа на границе контакта с подложкой) значением микротвердости (рис. 3,а). Высокотемпературный отпуск приводит к выравниванию твердости по глубине наплавленного слоя. А именно, после первого отпуска наплавленного слоя (при изменении расстояния от поверхности наплавки 0,1 мм – 10 мм) микротвердость материала изменяется в пределах 6,1–5,8 ГПа; после второго отпуска – в пределах 6,1–7,1 ГПа; после дополнительного облучения импульсным электронным пучком – в пределах 7,5–8,0 ГПа.

Установлено, что профиль микротвердости наплавленного слоя в исходном состоянии (рис. 2, кривая 1) может быть условно разбит на два участка, а именно, поверхностный слой (слой I) толщиной 1 мм, микротвердость которого изменяется в пределах от 5,51 ГПа до 5,66 ГПа (при среднем значении 5,62 ГПа), и

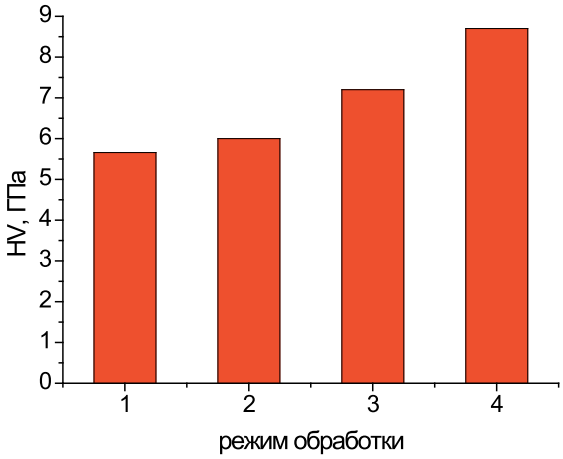

Рис. 1 Микротвердость поверхности наплавленного слоя, характерная для различных режимов обработки: 1 – исходное состояние наплавленного слоя; 2 – состояние после однократного отпуска; 3 – состояние после двукратного отпуска; 4 – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

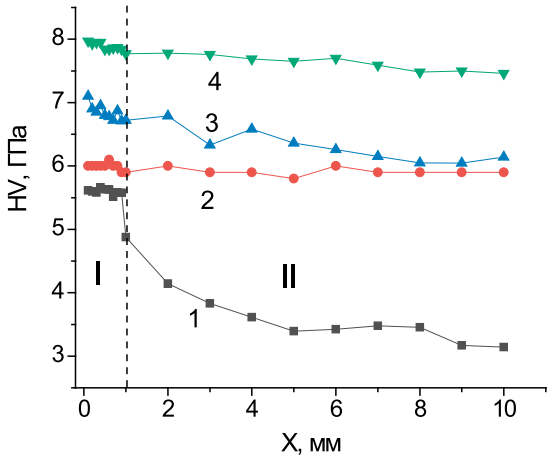

Рис. 2 Профиль микротвердости системы «наплавка (быстрорежущая сталь на базе М10)/(сталь 30ХГСА) подложка»: 1 – исходное состояние наплавленного слоя; 2 – состояние после однократного отпуска; 3 – состояние после двукратного отпуска; 4 – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

слой II, характеризующийся резко снижающимся (от 5,57 ГПа до 3,1 ГПа на границе контакта с подложкой) значением микротвердости (рис. 3, *а*). Высокотемпературный отпуск приводит к выравниванию твердости по глубине наплавленного слоя. А именно, после первого отпуска наплавленного слоя (при изменении расстояния от поверхности наплавки 0,1 мм – 10 мм) микротвердость материала изменяется в пределах 6,1–5,8 ГПа; после второго отпуска – в пределах 6,1–7,1 ГПа; после дополнительного облучения импульсным электронным пучком – в пределах 7,5–8,0 ГПа.

Следует также отметить, что облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к формированию упрочненного поверхностного слоя толщиной ≈100 мкм (рис. 3, *б*). Данный эффект, как показано в выполненных ранее работах по исследованию структуры и свойств стали, облученной импульсным электронным пучком [12–15] или лучами лазера [16–18], обусловлен закалочными эффектами, приводящими к существенному измельчению зеренной и внутризеренной структуры.

Таким образом, многократная термическая (высокотемпературный отпуск и последующее облучение импульсным электронным пучком) обработка сопровождается формированием равнопрочного наплавленного слоя, микротвердость которого существенного превышает микротвердость наплавки в исходном состоянии. Сопоставляя результаты, представленные на рис. 1–3, можно отметить, что после комплексной обработки среднее значение микротвердости, измеренной на поверхности облучения (8,7 ГПа) превышает микротвердость приповерхностного слоя толщиной 20 мкм (8,26 ГПа), что может указывать на формирование в поверхностном слое после облучения материала импульсным электронным пучком сжимающих остаточных напряжений.

Очевидно, что изменение прочностных характеристик наплавленного слоя после статического (печной высокотемпературный отжиг) и динамического (облучение интенсивным импульсным электронным пучком в вакууме) термического воздействия обусловлено структурными превращениями металла наплавки.

Установлено, что кристаллизация слоя, полученного плазменной наплавкой на сталь 30ХГСА в среде азота порошковой проволокой М10, приводит к формированию поликристаллической структуры дендритного типа (рис. 4, *а*). Характерным элементом та-

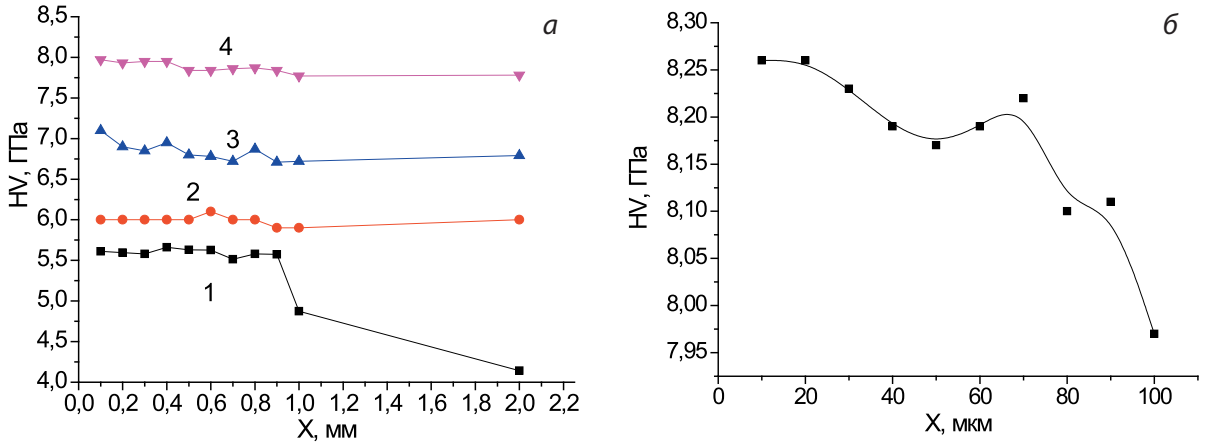

Рис. 3 Профиль микротвердости системы «наплавка (быстрорежущая сталь на базе М10)/(сталь 30ХГСА) подложка»: 1 – исходное состояние наплавленного слоя; 2 – состояние после однократного отпуска; 3 – состояние после двукратного отпуска; 4 – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

кой структуры являются протяженные прослойки второй фазы, располагающиеся вдоль границ зерен (так называемая карбидная сетка). Последующий двукратный высокотемпературный отпуск не приводит к разрушению зернограничных прослоек второй фазы (рис. 4, *б*). Структура поверхностного слоя наплавки кардинально изменяется после воздействия импульсного электронного пучка (рис. 4, *в, г*). Во-первых, не обнаруживается карбидная сетка, что обусловлено, как показали предварительно выполнены тепловые расчеты, высокоскоростным плавлением поверхностного слоя [14], во-вторых, поверхность наплавленного материала, облученного импульсным электронным пучком, характеризуется наличием микрократеров (рис. 4, в, кратеры указаны стрелками), в-третьих, на поверхности облучения формируется пластинчатый рельеф, свидетельствующих о сдвиговом характере превращения, и в-четвертых, поверхностный слой фрагментируется сеткой микротрещин (рис. 4, *г*, микротрещины указаны стрелками).

Воздействие концентрированных потоков энергии (лучи лазера, мощные ионные и интенсивные импульсные электронные пучки, потоки плазмы и т.д.) на металлические материалы сопровождается существенным преобразованием рельефа поверхности и, в первую очередь, ее шероховатости [19–22]. Образование кратеров может протекать в силу целого ряда причин: (1) в результате локального плавления, вскипания и испарения поверхностного слоя вследствие имеющейся в обрабатываемом материале неоднородности фазового состава; (2) наличия газовых примесей и выход на расплавленную поверхность

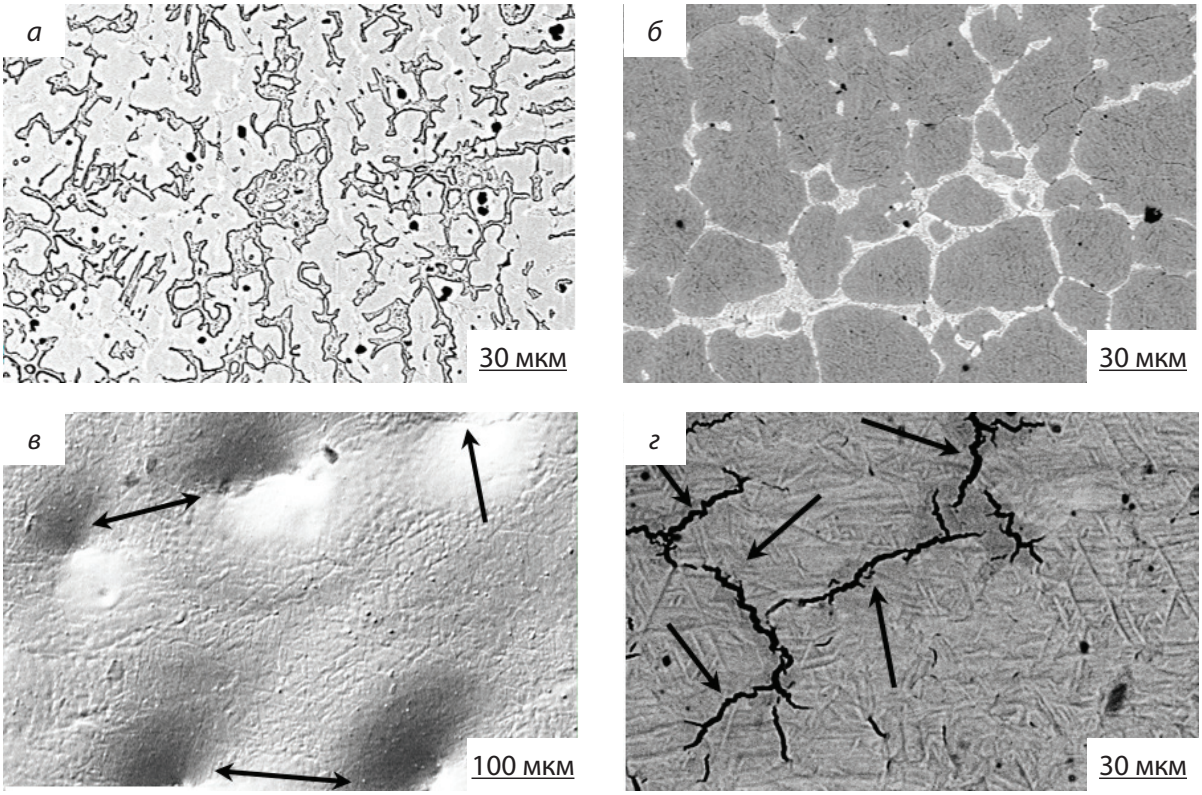

Рис. 4 Изображения структуры поверхности наплавленного слоя в исходном состоянии (*а*); после двукратного высокотемпературного отпуска (*б*) и после дополнительного облучения импульсным электронным пучком (*в, г*). Стрелками указаны: на (*в*) микрократеры, на (*г*) – микротрещины

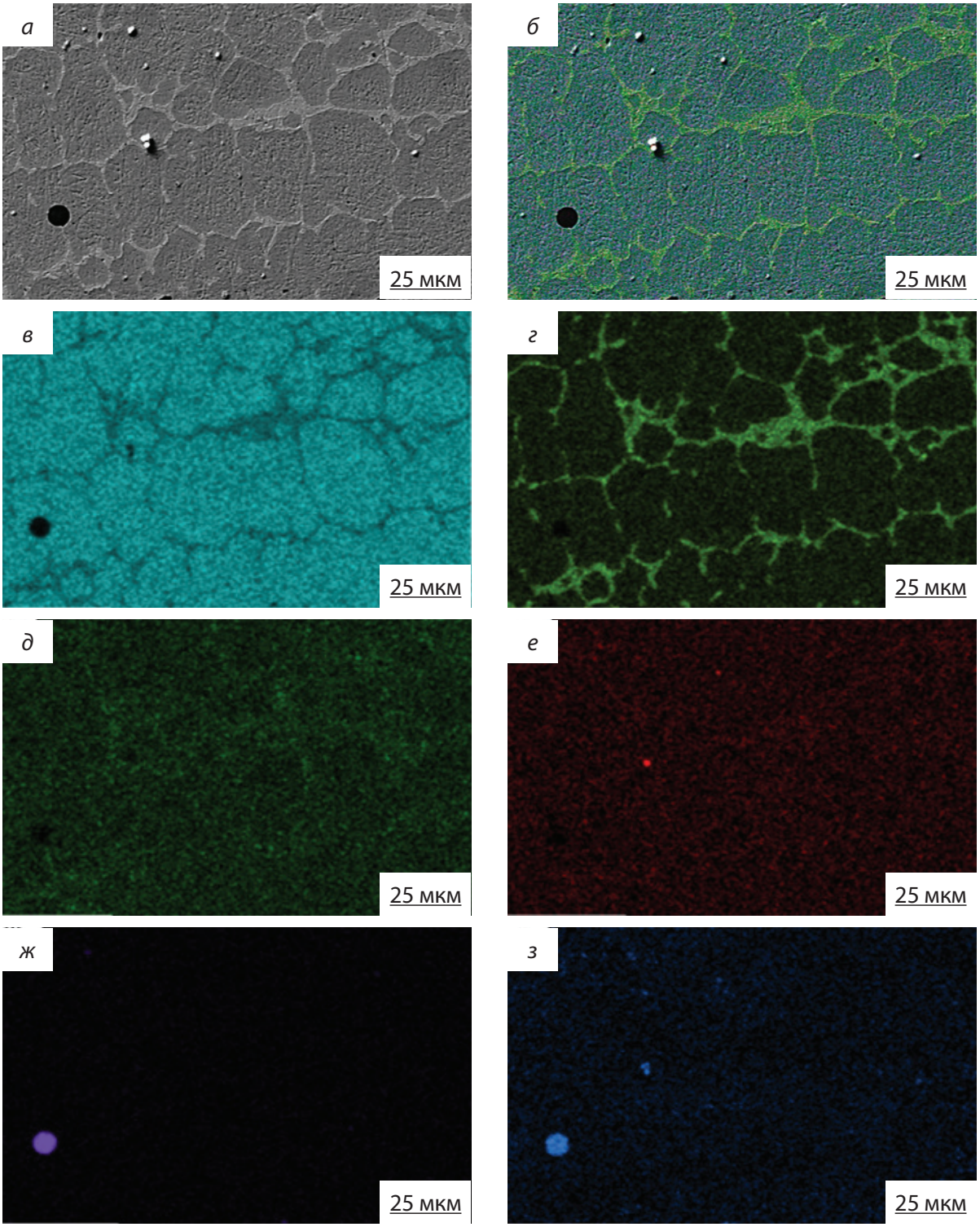

Рис. 5 Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (*а*); б-з результаты анализа элементного состава наплавленного слоя (метод картирования): *б* – суммарная картина распределения элементов; *в-з* – изображение наплавленного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (*в*), Mo (*г*), Cr (*д*), Si (*е*), Al (*ж*), O (*з*). Наплавка после двукратного высокотемпературного отпуска

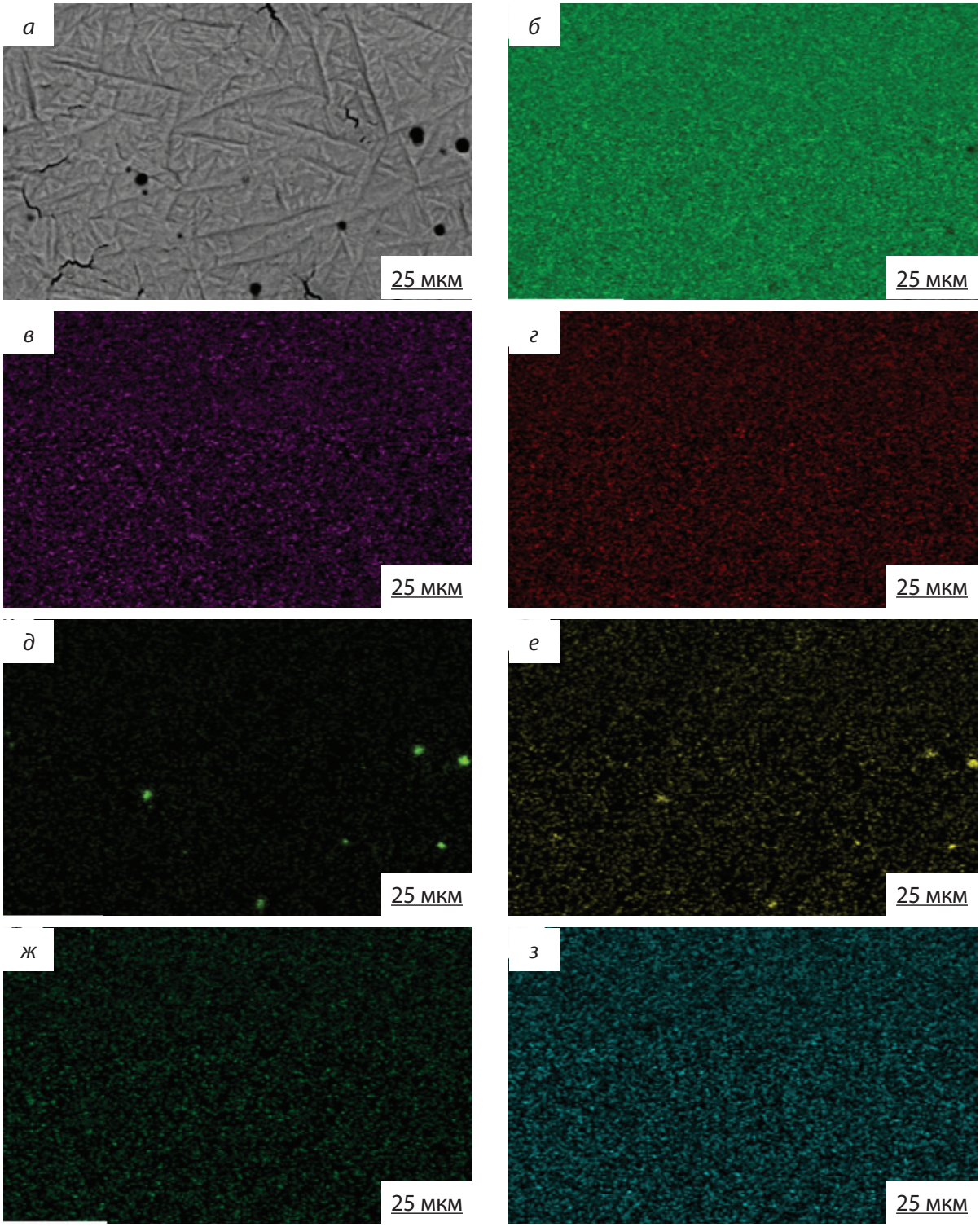

Рис. 6 Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (*а*); *б-е* – изображение наплавленного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (*б*), Mo (*в*), Cr (*г*), Al (*д*), O (*е*)

пузырьков газа; (3) наличия неоднородностей плотности пучка ионов или электронов в импульсе, в том числе вследствие его расслоения («филоментации»); (4) преимущественного протекания тока по пикам шероховатости поверхности и некоторых других.

Элементный состав и распределение элементов в поверхностном слое наплавки, изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Характерное изображение структуры наплавленного слоя после двукратного высокотемпературного отпуска, полученное в характеристическом излучении химических элементов, формирующих наплавленный слой, представлено на рис. 5. Отчетливо видно, что протяженные прослойки второй фазы, присутствующие в исходной наплавке и в наплавке после отпуска, обогащены преимущественно атомами молибдена (рис. 5, *г*). Включения округлой формы, наблюдающиеся в структуры наплавленного слоя, обогащены атомами кремния (рис. 5, *е*), алюминия (рис. 5, *ж*) и кислорода (рис. 5, *з*). Последнее позволяет предполагать присутствие в наплавленном слое оксидов алюминия и оксидов кремния.

Облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к существенному изменению распределения легирующих элементов в поверхностном слое наплавки. Методами картирования было установлено, что основные химические элементы, формирующие наплавленный материал, распределены в поверхностном слое наплавки однородно (рис. 6, *б-г*). Неоднородность в распределении атомов алюминия

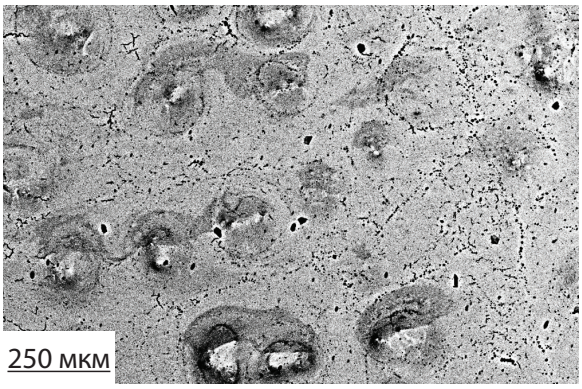

Рис. 7 Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности наплавленного слоя, сформировавшейся в результате облучения импульсным электронным пучком

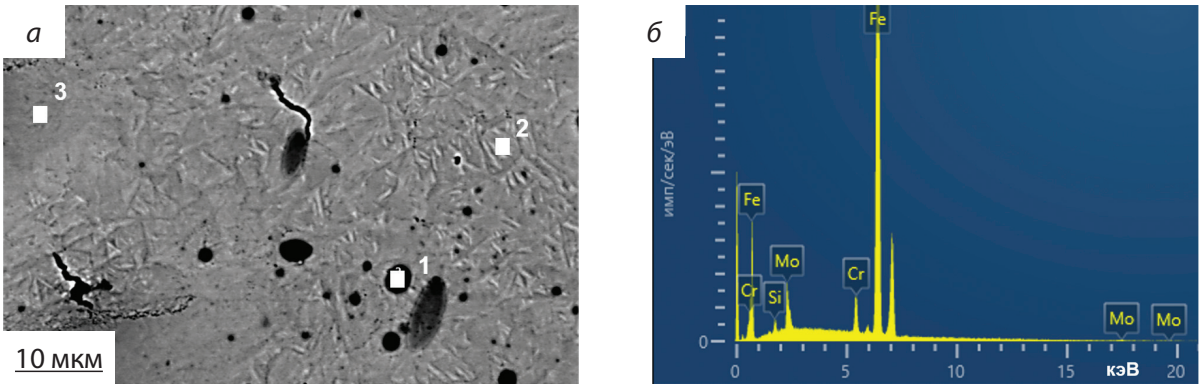

Рис. 8 Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности наплавленного материала, сформировавшейся в результате облучения импульсным электронным пучком; на (*а*) обозначены области микрорентгеноспектрального анализа, результаты которого приведены в табл. 1. Энергетический спектр (*б*) получен с области №3.

и кислорода имеет обратную тенденцию, т.е. усиливается. Результаты элементного анализа, представленные на рис. 6, свидетельствуют о том, что включения округлой формы, тяготеющие к областям наплавленного металла с кратерами (рис. 7), обогащены атомами алюминия и кислорода.

Исследования элементного состава методами микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» позволили уточнить распределение химических элементов поверхностного слоя наплавленного материала. Результаты исследований, представленные на рис. 8 и в табл. 1, подтверждают неоднородное распределение химических элементов в наплавленном слое, выявленное методами картирования (рис. 6). К примеру, область 1 (см. рис. 8, включения округлой формы) обогащена исключительно атомами алюминия, азота и кислорода, что позволяет говорить об присутствии в наплавленном слое частиц оксинитридов алюминия. Область №2 (область в объеме зерна) на рис. 8, обогащена преимущественно атомами железа, что может указывать на формирование твердого раствора практически всех легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа. Область 3 на рис. 8 (область кратера, сформировавшего при облучении наплавки импульсным электронным пучком), обогащена (помимо атомов железа) преимущественно атомами молибдена, хрома, кремния и магния, что может указывать на причину кратерообразования в наплавленном слое – наличие в материале легкоплавких включения указанного элементного состава. Таким образом, выполненные исследования, результаты которых представлены на рис. 6 - рис. 8, а также в табл. 1, свидетельствуют о формировании, в результате облучения импульсным электронным пучком, химически квазиоднородного поверхностного слоя, основным ликвирующим элементом которого является алюминий.

Заключение

Методами плазменной наплавки в среде азота порошковой проволокой М10 на стали 30ХГСА сформирован слой толщиной до 9 мм. Осуществлена термическая обработка наплавленного слоя, сочетающая двукратный высокотемпературный отпуск и после-

Таблица 1

Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава участков наплавленного слоя, обозначенных цифрами и значками на рис. 7

Элемент	Область 1		Область 2		Область 3		С площади	
	вес.%	ат.%	вес.%	ат.%	вес.%	ат.%	вес.%	ат.%
N	7,87	14,32	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
O	19,38	30,87	3,46	10,98	0,0	0,0	1,94	6,45
Mg	0,0	0,0	0,69	1,43	0,64	1,46	0,42	0,93
Al	44,33	41,86	2,12	3,99	1,13	2,33	0,98	1,93
Si	0,53	0,48	1,18	2,14	1,6	3,18	1,36	2,58
Ca	0,66	0,42	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Cr	1,17	0,57	3,36	3,28	3,66	3,93	3,42	3,5
Mn	0,0	0,0	0,69	0,63	0,0	0,0	0,73	0,71
Fe	23,93	10,92	79,3	72,03	83,74	83,72	82,07	78,18
Co	0,0	0,0	1,98	1,7	0,0	0,0	2,01	1,82
Mo	2,13	0,56	7,21	3,81	9,23	5,37	7,06	3,92

дующее облучение импульсным электронным пучком. Показано, что выполненная обработка сопровождается формированием равнопрочного наплавленного слоя, микротвердость которого кратно превышает микротвердость наплавки в исходном состоянии. Выявлено формирование упрочненного поверхностного слоя толщиной до 100 мкм, сформировавшегося в результате облучения наплавки импульсным электронным пучком и обусловленного высокоскоростной закалкой материала (так называемый «закалочный эффект»). Установлено, что облучение наплавки интенсивным импульсным электронным пучком сопровождается множественным преобразованием структуры поверхностного слоя. Во-первых, разрушением структуры дендритной кристаллизации (карбидного каркаса), характерной для исходного состояния наплавленного слоя, что обусловлено, как показали предварительно выполнены тепловые расчеты, высокоскоростным плавлением поверхностного слоя. Во-вторых, формированием микрократеров. Одной из причин этому является присутствие в наплавленном слое легкоплавких включений. В-третьих, формированием мелкозернистой структуры, в объеме зерен которой наблюдается пластинчатая субструктура, характерная для структуры, образовавшейся по сдвиговому механизму. В-четвертых, формированием включений оксинитридов алюминия округлой формы микронных– субмикронных размеров, тяготеющих к областям материала, содержащих микрократеры. Сопоставляя результаты механических испытаний (определение микротвердости) с результатами исследования структуры и элементного состава наплавленного слоя, подвергнутого многократной термической обработке, можно предположить, что одной из причин образования упрочненного поверхностного слоя толщиной до 100 мкм является формирование, в результате облучения материала интенсивным импульсным электронным пучком, мелкозернистой структуры, в объеме зерен которой присутствует мартенситная субструктура.

Благодарности

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

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список источников

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 (обзор) // 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. *Dou B., Zhang H., Tao Y. et al.* Effect of Fe on Type and Distribution of Carbides in Medium-Entropy High-Speed Steels // Tungsten 2023. V. 5. P. 189-197
6. *Zhang H, Dou B, Tang H, et al.* Secon-dary Hardening in Laser Rapidly Solidi-fed Fe68(MoWCrVCoNiAlCu)32 Mediumentropy High-Speed Steel Coatings // Materials & Design. 2018. Vol. 159. P. 224-231
7. *Ma S., Pan W., Xing J. et al.* Microstructure and Hardening Behavior of Al-Modifed Fe-1.5 wt%B-0.4 wt%C High-Speed Steel During Heat Treatment // Materials Characterization. 2017. Vol. 132. P. 1-9
8. *Moon H.K., Lee K.B., Kwon H.* Infuences 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 // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 474(1–2). P. 328-334
9. *Long B.Z., Zhang Y., Guo C.H. et al.* Enhanced Dynamic Mechanical Properties and Resistance to the Formation of Adiabatic

Shear Band by Cu-Rich Nano-Precipitates in High-Strength Steels // International Journale of Plasticity. 2021. Vol. 138. 102924.

10. *Tang H., Zhang H., Cheng L. et al.* Novel Laser Rapidly Solidifed Medium-Entropy High Speed Steel Coatings With Enhanced Hot Wear Resistance // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 772. P. 719-727
11. *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
12. *Иванов Ю.Ф., Чапайкин А.С., Гусева Т.П., Романов Д.А.* Преобразование структуры и свойств наплавки Р18Ю после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки» // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2023, №3, стр.62-79
13. *Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Миненко С.С., Юрьев А.Б, Чапайкин А.С, Коновалов С.В., Литовченко И.Ю., Семин А.П.* Электронно-микроскопический анализ структурно-фазовых состояний плазменной быстрорежущей наплавки после отпуска и электронно-пучковой обработки // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2024, №3, стр. 113-126
14. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменной обработке / Под. ред. Н.Н. Коваля, Ю.Ф. Иванова. Томск: НТЛ, 2016. 298 с.
15. *Иванов Ю.Ф.* Структурные и фазовые превращения в ряде сталей при статическом и динамическом режимах термической обработки: автореф. дис… д-ра физмат. наук. – Москва – 2002 . 41с.
16. *Ротштейн В.П., Проскуровский Д.И., Озур Г.Е., Иванов Ю.Ф.* Модификация поверхности металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. – Новосибирск: СО РАН: Наука, 2019. – 348 с.
17. *Садовский В.Д., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л.* Лазерный нагрев и структура стали: Атлас микроструктур. – Свердловск: УрО АН СССР, 1989. - 101 с.
18. *Крапошин В.С.* Термическая обработка стали и сплавов с применением лазерного луча и прочих прогрессивных видов нагрева // Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. – М.: ВИНИТИ, 1987. - Т.21. - С.144-206.
19. *Пайкин А.Г., Шулов В.А., Энгелько В.И. и др.* Кратерообразование на поверхности деталей из жаропрочной стали 15Х16К5Н2МВФАВ-Ш при облучении сильноточными импульсными электронными пучками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 9–14.
20. *Шулов В.А., Пайкин А.Г., Белов А.Б. и др.* Модификация поверхности деталей из жаропрочных сталей сильноточными импульсными электронными пучками // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 2. С. 61–70.
21. *Шулов В.А., Ночовная Н.А., Ремнев Г.Е., Львов А.Ф.* Влияние кратерообразования на усталостную прочность и коррозионную стойкость жаропрочных материалов, облученных мощным ионным пучком // ФиХОМ. 2001. № 4. С. 40–45.
22. *Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П.* О механизме образования микрократеров на поверхности мишени, облучаемой мощным электронным пучком // Письма в ЖТФ. 2006. Т. 32. Вып. 10. С. 20–29.

Статья поступила в редакцию 25.10.2024 г.,
Одобрена после рецензирования 29.10.2024 г.,
Принята к публикации 25.11.2024 г.