Оригинальная статья

УДК 669.14.018.252

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-17-26

РОЛЬ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПЛАЗМЕННО НАПЛАВЛЕННОЙ МОЛИБДЕНОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

© 2025 г. В. Е. Громов[1], И. В. Баклушина[1], Ю. Ф. Иванов[2], А. С. Чапайкин[1], Р. Е. Крюков[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, университет (Россия, 654006, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

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

Аннотация. Технологией плазменной наплавки в среде азота на стали марки 30ХГСА порошковой проволокой системы MoCrCoC диаметром 4 мм сформирован наплавленный слой толщиной примерно 9 – 10 мм. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон высшего сорта. Методами современного физического материаловедения изучены структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура поверхности плазменно наплавленного слоя в среде азота быстрорежущей молибденовой сталью на подложку, подвергнутого двукратному отпуску при температуре 560 – 580 °С в течение 1 ч. Показано, что наплавленный слой имеет поликристаллическую структуру и содержит прослойки эвтектики. Выявлено формирование в наплавленном слое многофазной структуры, представленной α-фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки Fe), γ-фазой (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки Fe), карбидов сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C, железа Fe_3C и хрома Cr_3C_2. Установлено, что отпуск наплавленного слоя не приводит к изменению морфологии структуры, сформированной зернами эвтектики и твердого раствора на основе α-железа (ОЦК кристаллическая решетка). Основными фазами являются α-Fe (85 мас. %) и карбиды сложного состава $Me_{23}C_6$ (9 мас. %) и Me_6C (6 мас. %), формирующие зерна эвтектики. Установлено, что отпуск наплавленного слоя сопровождается допревращением остаточного аустенита с образованием по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов железа и хрома. Вдоль межфазных границ раздела и в объеме пластин карбидной фазы зерен эвтектики выявлены микротрещины, которые могут инициировать разрушение материала наплавленного слоя при эксплуатации.

Ключевые слова: быстрорежущая молибденовая сталь, наплавка, плазменный метод, термическая обработка, элементный и фазовый состав, дефектная субструктура

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

Для цитирования: Громов В.Е., Баклушина И.В., Иванов Ю.Ф., Чапайкин А.С., Крюков Р.Е. Роль высокотемпературного отпуска в формировании структурно-фазовых состояний плазменно наплавленной молибденовой быстрорежущей стали. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):17–26. *http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-17-26*

ROLE OF HIGH-TEMPERATURE TEMPERING IN FORMATION OF STRUCTURAL-PHASE STATES OF PLASMA-DEPOSITED MOLYBDENUM HIGH-SPEED STEEL

© 2025 V. E. Gromov[1], I. V. Baklushina[1], Yu. F. Ivanov[2], A. S. Chapaikin[1], R. E. Kryukov[1]

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

[2]**Institute of High-Current Electronics SB RAS** (2/3 Akademichesky Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

Abstract. The technology of plasma surfacing in nitrogen on 30HGSA grade steel with a powder wire of the MoCrCoC system with a diameter of 4 mm formed a deposited layer with a thickness of approximately 9 – 10 mm Argon of the highest grade was used as the plasma-forming gas. The structural and phase states and defective substructure of the surface of a plasma-deposited layer in a nitrogen medium with high-speed molybdenum steel on a substrate subjected to double tempering at a temperature of 560 – 580 °C for 1 hour have been studied by methods of modern physical materials science. It is shown that the deposited layer has a polycrystalline structure and contains layers of eutectic. The formation of a multiphase structure in the deposited layer was revealed, represented by an α-phase (solid solution based on the BCC crystal lattice Fe), a γ-phase (solid solution based on the FCC crystal lattice Fe), carbides of complex composition $Me_{23}C_6$ and Me_6C, iron carbides Fe_3C and chromium Cr_3C_2. It was established that tempering of the deposited layer does not lead to a change in the morphology of the structure formed by grains of eutectic and a solid solution based on α-iron (BCC crystal lattice). The main phases are α-Fe (85 wt. %) and carbides of complex composition $Me_{23}C_6$ (9 wt. %) and Me_6C (6 wt. %) forming eutectic grains. It has been established that the tempering of the deposited layer is accompanied by the pre-transformation of residual austenite with the formation of nanoscale particles of iron and chromium carbides along the boundaries of martensite crystals. Microcracks have been identified along the interfacial interfaces and in the volume of the plates of the carbide phase of eutectic grains, which can initiate the destruction of the deposited layer material during operation.

Keywords: high-speed molybdenum steel, surfacing, plasma method, heat treatment, elemental and phase composition, defective substructure

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

For citation: Gromov V.E., Baklushina I.V., Ivanov Yu.F., Chapaikin A.S., Kryukov R.E. The role of high-temperature tempering in the formation of structural and phase states of plasma-deposited molybdenum high-speed steel. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):17–26. (In Russ.). *http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-17-26*

Введение

Получение защитных покрытий с высокими эксплуатационными свойствами, обеспечивающих защиту изделий от различных видов износа, коррозии, ударных нагрузок и других внешних воздействий, является одной из фундаментальных задач современного физического материаловедения. Для решения этих задач в последнее время выполняются научные исследования и практические разработки в области энерго- и ресурсосберегающих технологий плазменной наплавки быстрорежущими сталями, имеющие значительные преимущества перед другими способами нанесения покрытий [1 – 4]. Наплавка быстрорежущими сталями наиболее полно отвечает современным требованиям промышленности с точки зрения уровня достигаемых свойств, а также экономической эффективности. Использование азота в качестве легирующего элемента при формировании наплавочных покрытий, приводящее к росту микротвердости структурных составляющих, значительно повышает эксплуатационные свойства [5; 6].

Основу быстрорежущих сталей составляет вольфрам – дорогой и дефицитный элемент. С момента создания первой быстрорежущей стали марки Р18 исследователями активно разрабатываются новые стали с широкими пределами содержания углерода и легирующих элементов. Молибден оказывает подобное влияние на формирование структуры и свойств быстрорежущих сталей, а также является менее дорогим элементом, поэтому его широко используют вместо вольфрама. В вольфрам-молибденовых сталях (например, марки Р6М5) содержание вольфрама и молибдена обычно одинаково при концентрации ванадия примерно 2 %. Эти элементы растворяются приблизительно поровну в раствори-

мых и нерастворимых карбидах. Первые из них обеспечивают высокую твердость и теплостойкость, а вторые – прочностные свойства и ударную вязкость [7 – 10].

Молибденовые быстрорежущие стали обладают целым комплексом высоких эксплуатационных свойств по сравнению с вольфрамовыми и вольфрам-молибденовыми, что обусловлено повышенной растворимостью молибдена в аустените и формированием более мелких карбидов при термической и термомеханической обработке. Дополнительное улучшение свойств поверхностных слоев, сформированных плазменной наплавкой быстрорежущими сталями, достигается за счет использования внешних энергетических воздействий плазмой, лазерным облучением, электронными и ионными пучками, модифицирующих поверхность [11 – 19]. Для выявления природы и механизмов формирования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры при изготовлении и последующей термической обработке покрытий молибденовых быстрорежущих сталей необходимы высокоинформативные методы современного физического материаловедения и, в первую очередь, просвечивающей электронной микроскопии [4; 7; 15; 16]. В отечественной и зарубежной литературе подобных исследований крайне мало, что заметно снижает перспективы практического применения покрытий молибденовых быстрорежущих сталей.

Целью настоящей работы является исследование структурно-фазовых изменений поверхностного слоя быстрорежущей молибденовой стали, сформированного плазменной наплавкой на среднеуглеродистую сталь под воздействием высокотемпературного отпуска.

Материалы и методы исследования

Для формирования наплавленного слоя использовали порошковую проволоку системы MoCrCoC диаметром 4 мм. Образцы для исследований получали плазменной наплавкой в среде азота на сталь марки 30ХГСА. Режим формирования наплавленного слоя: сварочный ток 145 – 150 А; напряжение на дуге 50 – 55 В; скорость наплавки 18 м/ч, скорость подачи проволоки 60 м/ч; длина дуги 20 мм. Наплавку проводили в четыре слоя общей толщиной примерно 9 – 10 мм.

Химический состав (мас. %) стали марки 30ХГСА следующий: 0,3 C; 0,9 Cr; 0,8 Mn; 0,9 Si, остальное Fe. Химический состав (мас. %) наплавленного слоя соответствует стали марки М9 по SAE-AISI M9 (T11309) Molybdenum High-Speed Steel: 8,85 Mo; 3,57 Cr; 2,12 Co; 0,05 V; 1,12 Si; 0,56 Mn; 1,05 Al; остальное Fe. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон высшего сорта (ГОСТ 10157–79) с расходом 6 – 8 л/мин; в качестве защитного газа использовали технически чистый азот (ГОСТ 9293 – 74) с расходом 20 – 22 л/мин. Режимы плазменной наплавки проводили на установке УД-417 [4; 7; 15; 16]. Термическую обработку наплавленного слоя осуществляли при температуре 560 – 580 °С в течение 1 ч.

Для определения фазового состава наплавленного слоя использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-8Н, оснащенный параболическим зеркалом на первичном пучке и позиционно- чувствительным детектором Mythen 2R 1D (640 каналов, размер одного стрипа 50 мкм). Идентификация фазового состава, качественный и количественный фазовый анализ, а также уточнение параметров структуры выполнены при помощи программного комплекса «КДА – Кристаллография и дифракционный анализ» со встроенной картотекой порошковых стандартов (АО ИЦ «Буревестник», версия 2023-01-24-144022.8dec10c0f).

Структуру и элементный состав наплавленного слоя изучали методами сканирующей электронной микроскопии (прибор KYKY-EM6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом и приставкой для микрорентгеноспектрального анализа элементного состава).

Дефектную субструктуру, элементный и фазовый составы наплавленного слоя исследовали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор JEOL JEM-2100, Япония) [20 – 22]. Метод микродифракционного анализа с привлечением темнопольной методики использовали для изучения фазового состава материала.

Результаты и их обсуждение

В сформированном плазменной наплавкой материале выявлена поликристаллическая структура с прослойками эвтектики по границам зерен, в объеме которых фиксируются наноразмерные частицы карбидной фазы. Высокотемпературный отпуск не приводит к изменению морфологии структуры.

Атомы молибдена, хрома, алюминия, кислорода и кремния в наплавленном слое распределены неоднородно. Сопоставление взаимного расположения атомов алюминия, кремния и кислорода по картам распределения химических элементов в покрытии позволяет предполагать формирование оксидов алюминия и кремния, а также алюмосиликатов. Выполненная методами микрорентгеноспектрального анализа количественная оценка элементного состава структуры показала, что в объеме зерен основными химическими элементами являются молибден,

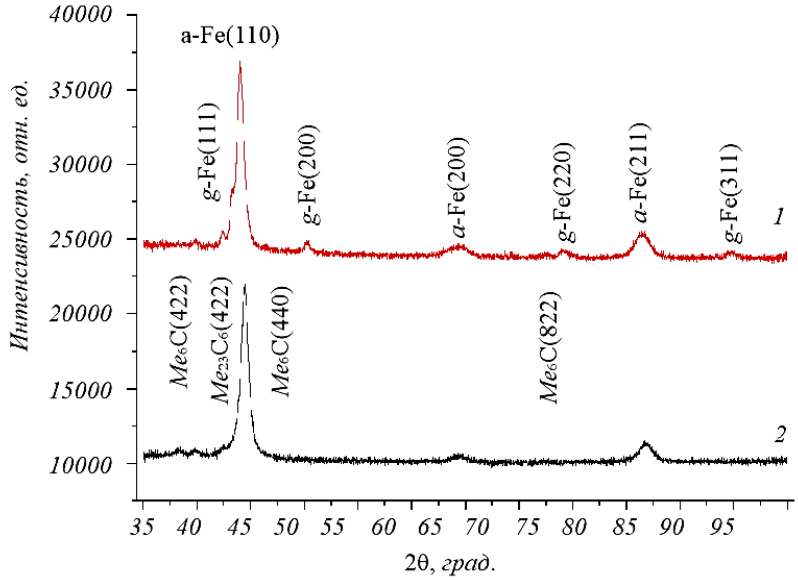

Рис. 1. Рентгенограмма наплавленного слоя в исходном состоянии (*1*) и после отпуска (*2*)
Fig. 1. Radiographs of the deposited layer in the initial state (*1*) and after tempering (*2*)

углерод, хром и железо, тогда как прослойки по границам зерен обогащены, преимущественно, атомами C, Si, S, V, Cr и Mo. Это свидетельствует о сложном фазовом составе рассматриваемых образований. Выявленные в незначительном количестве включения округлой формы обогащены атомами кислорода и алюминия, что однозначно свидетельствует об образовании оксидов алюминия.

Выполненный анализ рентгенограмм наплавленного слоя до и после высокотемпературного отпуска (рис. 1, см. таблицу) свидетельствует о существенном преобразовании фазового состава наплавленного слоя после отпуска. Во-первых, методами рентгеноструктурного анализа не выявляется остаточный аустенит и карбид железа Fe_2C. Во-вторых, уменьшается параметр кристаллической решетки α-фазы, что свидетельствует о протекании процесса распада твердого раствора на основе α-Fe. В-третьих, существенно уменьшаются размеры областей когерентного рассеяния α-фазы и карбида Me_6C, что может указывать на преобразование дефектной субструктуры α-фазы и выделения наноразмерных частиц карбида Me_6C.

Использованный в настоящей работе высокоинформативный метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) позволил уточнить и однозначно выявить элементный и фазовый составы, морфологию фаз и дислокационную субструктуру наплавленного слоя после термической обработки. Установлено, что в зернах наблюдается структура, характерная для пластинчатого мартенсита закаленной стали. По границам зерен наблюдаются протяженные прослойки, имеющие строение, характерное для эвтектического превращения, то есть по границам зерен

Расчетные данные, полученные из рентгенограмм наплавленного слоя
Calculated data obtained from radiographs of the deposited layer

Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
Состояние до отпуска			
α-Fe	65	a = 2,887	52
γ-Fe	12	a = 3,598	34
$Me_{23}C_6$	11	a = 10,466	23
Me_6C	7	a = 11,002	28
Fe_2C	5	a = 2,701 c = 4,449	13
Состояние после отпуска			
α-Fe	85	a = 2,873	26
$Me_{23}C_6$	9	a = 10,420	23
Me_6C	6	a = 11,002	13

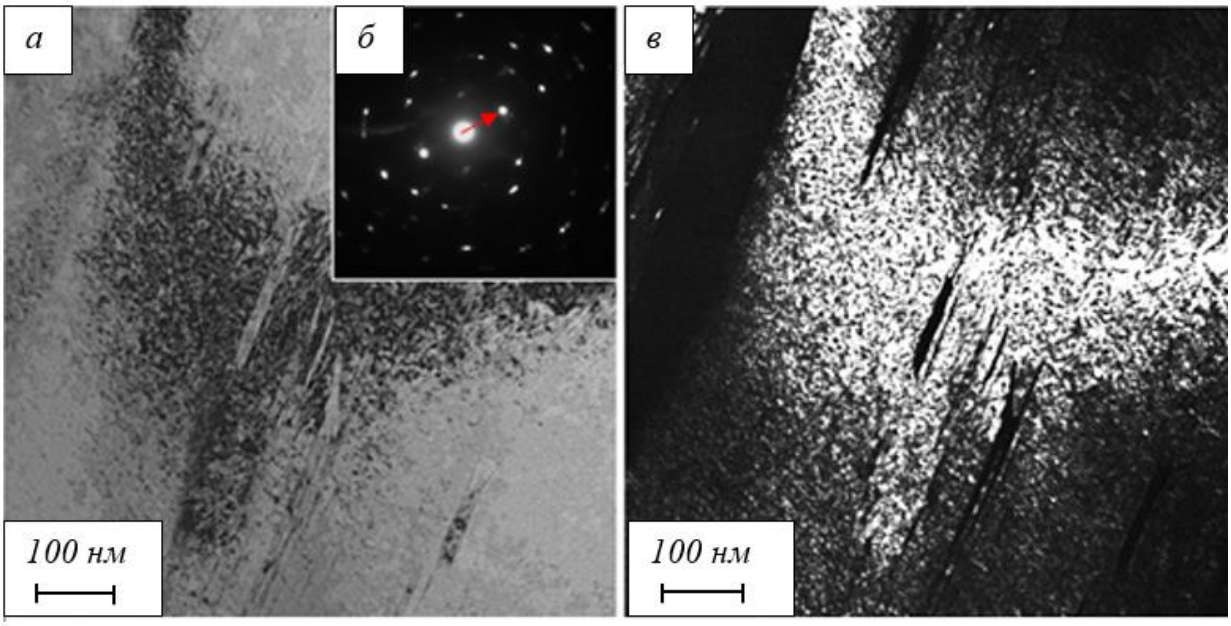

Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита после отпуска: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма; *в* – темное поле, полученное в рефлексе [110]α-Fe; на поз. *б* стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

Fig. 2. Electron microscopic image of the dislocation substructure of martensite crystals after tempering: *а* – bright field; *б* – microelectron diffraction pattern; *в* – dark field obtained in the [110]α-Fe reflection; in *б* the arrow indicates the reflection in which the dark field was obtained

располагается эвтектика пластинчатого типа (рис. 2). В объеме пластин наблюдается дислокационная субструктура сетчатого типа. Скалярная плотность дислокаций, измеренная методом секущих, $<\rho> = 6{,}5 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$.

При анализе микроэлектронограмм и темнопольных изображений было установлено, что отпуск наплавленного металла сопровождается частичным превращением остаточного аустенита с образованием по границам пластин мартенсита частиц карбидов железа и хрома (рис. 3, 4). В объеме пластин мартенсита частиц карбидной фазы не обнаружено.

Были проанализированы зерна твердого раствора на основе α-Fe и зерна эвтектики. Было установлено, что последние являются многофазными образованиями и сформированы прослойками карбидов сложного состава ($Me_{23}C_6$ или Me_6C) и α-фазы. Вдоль межфазных границ раздела и в объеме пластин карбидной фазы (рис. 5) обнаружены микротрещины. Это указывает на то, зерна эвтектики находятся в упруго-напряженном состоянии и могут являться источниками макротрещин, способных привести к разрушению наплавленного материала.

Выводы

Используя технологию плазменной наплавки порошковой проволокой MoCrCoC диаметром 4 мм в среде азота на среднеуглеродистой стали марки 30ХГСА, сформировано покрытие толщиной примерно 9 – 10 мм. В качестве плазмообразующего газа использован аргон. Плазменное покрытие подвергнуто двукратному отпуску при температуре 560 – 580 °С в течение 1 ч. Высокотемпературный отпуск наплавленного слоя не приводит к изменению морфологии структуры наплавки: поликристаллическая структура, сформированная зернами эвтектики и твердого раствора на основе α-железа. Выявлено формирование в наплавленном слое многофазной структуры, представленной α- и γ-фазами, карбидов сложного состава ($Me_{23}C_6$ и Me_6C) и железа Fe_3C и хрома Cr_3C_2. Основными фазами являются твердый раствор на основе α-Fe (85 мас. %) и карбиды сложного состава $Me_{23}C_6$ (9 мас. %) и Me_6C (6 мас. %), формирующие зерна эвтектики. Установлено, что отпуск наплавленного слоя сопровождается допревращением остаточного аустенита с образованием по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов железа и хрома, способных повысить твердость и износостойкость наплавленного покрытия. Вдоль межфазных границ раздела и в объеме пластин карбидной фазы зерен эвтектики выявлены микротрещины, которые могут инициировать разрушение материала наплавленного слоя при механических нагрузках.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., Нефедьев С.П. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы Fe – C – Cr – Mn – Si, дополнительно

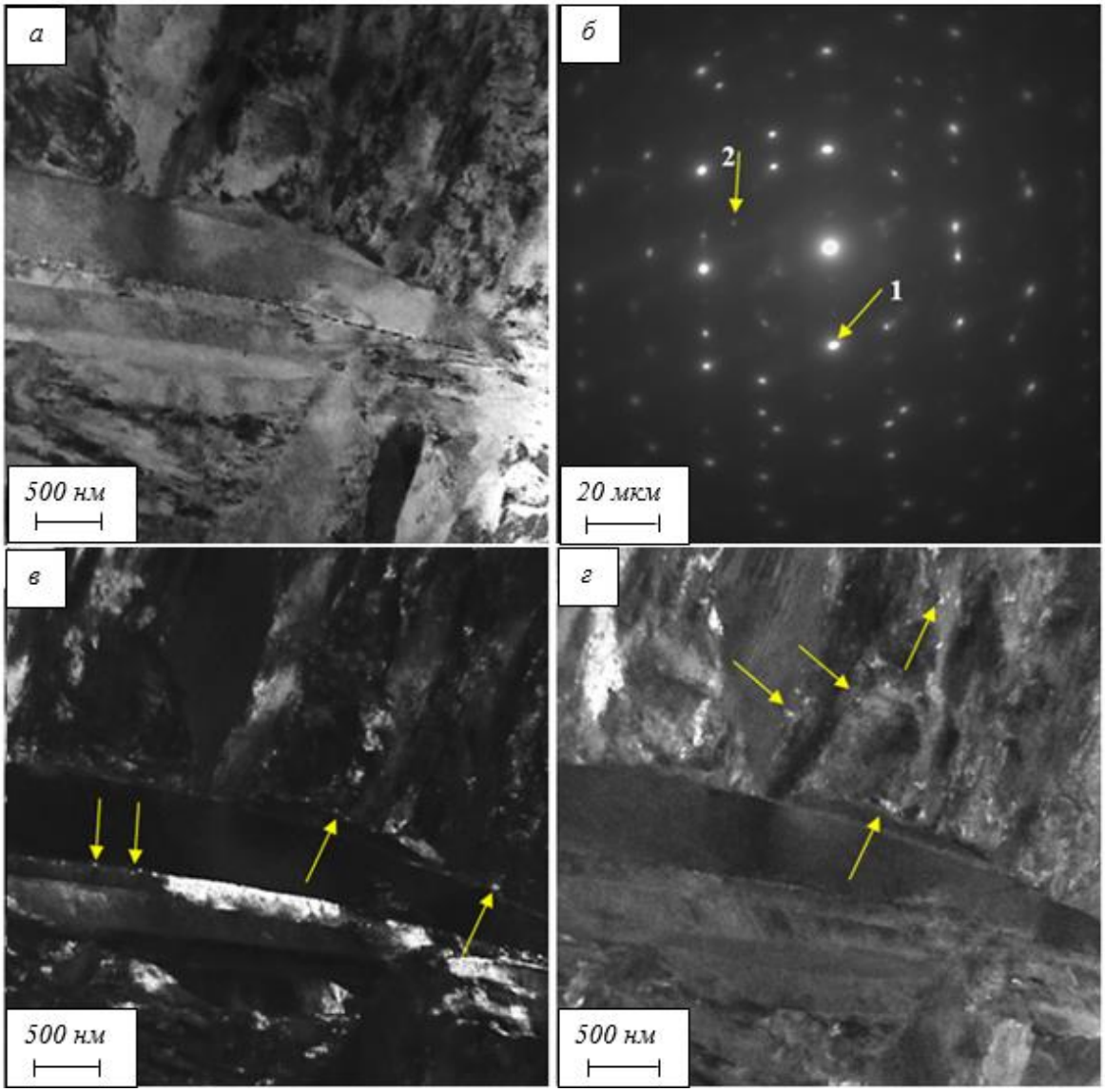

Рис. 3. ПЭМ изображение структуры наплавленного слоя после отпуска:
а – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма; *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах [112]α-Fe + [322]Fe_3C и [112]α-Fe + [631]Cr_3C_2; на поз. *б* стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля для поз. *в* (1) и *г* (2); на поз. *в*, *г* стрелками указаны частицы карбидной фазы
Fig. 3. TEM image of the structure of the deposited layer after tempering:
а – light field; *б* – microelectronogram; *в* and *г* – dark fields obtained in reflexes [112]α-Fe + [322]Fe_3C and [112]α-Fe + [631]Cr_3C_2; in pos. *б* the arrows indicate reflexes in which dark fields are obtained for pos. *в* (*1*) and *г* (*2*); in pos. *в*, *г* the arrows indicate the particles of the carbide phase

легированных азотом. *Сварочное производство*. 2011;10:18–22.

2. Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. *Плазменное упрочнение поверхности*. Старый Оскол: ТНТ, 2021;156.

3. Hacisalihoglu I., Yildiz F., Alsaran A. Wear performance of different nitride-based coatings on plasma nitrided AISI M2 tool steel in dry and lubricated conditions. *Wear*. 2017;384-385:159–168.

4. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7);731–739. *https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w*

5. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed′ev S.P. Inverstigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the Fe–C–Cr–Mn–Si system, additionally alloyed with nitrogen. *Welding International*. 2013;27(2):150–153.

6. Kravchenko I.N., Kartsev S.V., Kolomeichenko A.V. et al. Metallurgical Features of Plasma Surfacing with Powder Hard Alloy with Addi-

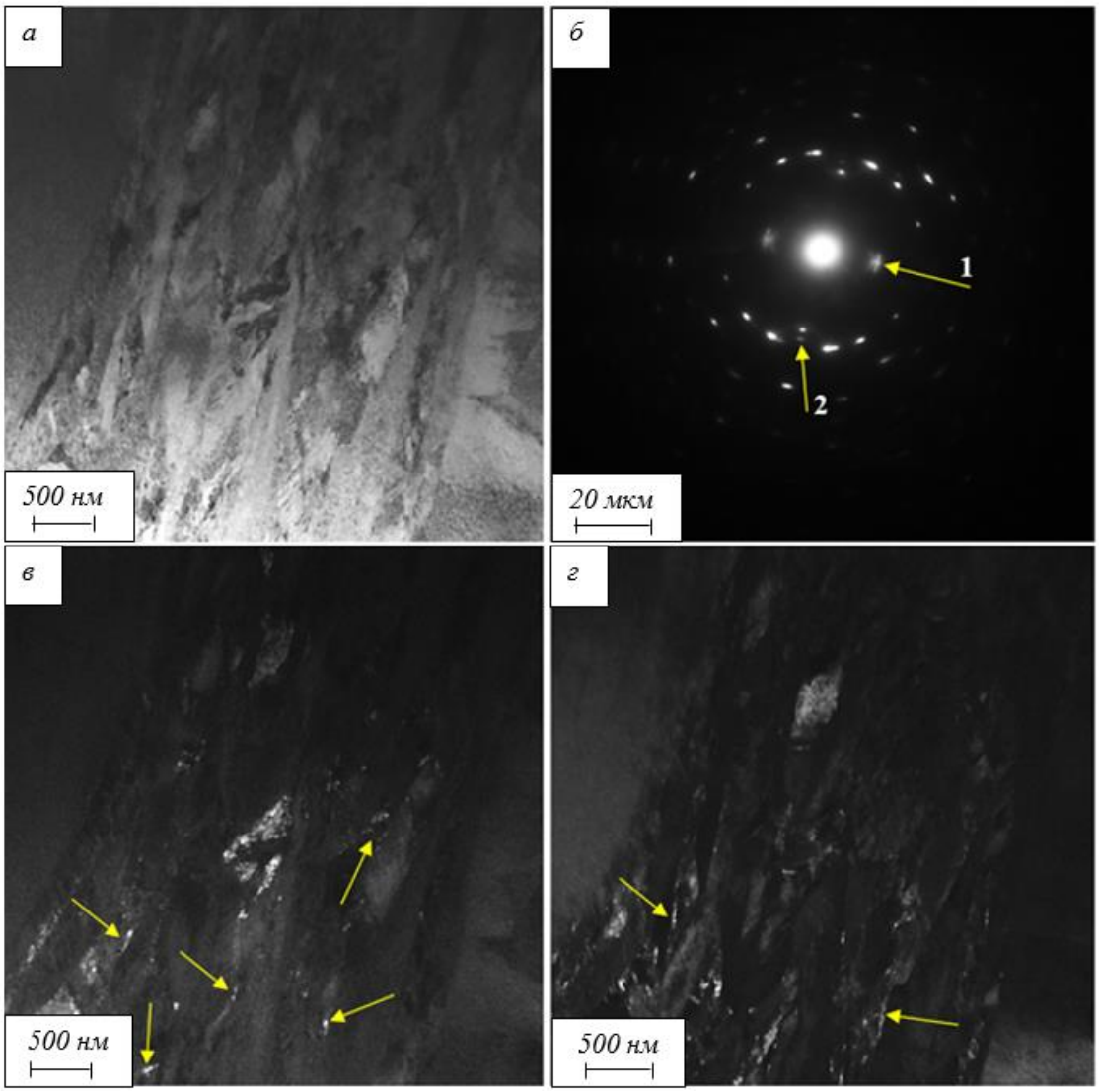

Рис. 4. ПЭМ изображение структуры наплавленного слоя после отпуска:
а – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма; *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах [110]α-Fe + [111]γ-Fe + [320]Cr_3C_2 и [002]α-Fe + [022]γ-Fe; на поз. *б* стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля для поз. в (1) и *г* (2); на поз. *в* и *г* стрелками указаны частицы карбидной фазы, γ-Fe и прослойки γ-Fe
Fig. 4. TEM image of the structure of the deposited layer after tempering:
а – the light field; *б* – the microelectronogram; *в* and *г* – the dark fields obtained in the reflexes [110]α-Fe + [111]γ-Fe + [320]Cr_3C_2 and [002]α-Fe + [022]γ-Fe; in pos. *б* the arrows indicate the reflexes in which the dark fields are obtained for pos. *в* (*1*) and *г* (*2*); in pos. *в* and *г* the arrows indicate the particles of the carbide phase, γ-Fe and γ-Fe interlayers

tion of Aluminum Powder. *Metallurgist*. 2021;64(9-10):1077–1085. *https://doi.org/10.1007/s11015-021-01089-x*

7. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Yuryev A.B., Minenko S.S., Semin A.P., Chapaikin A.S. Structure, Phase Composition, and Surface Properties of R2M9 High-Speed Steel. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2024;18(6):1395–1400.

8. 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):13–19. EDN: KZSBKP

9. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов. *МиТОМ*. 2008;11:18–28. EDN: KVXKKF

10. Rakhadilov B.K., Wieleba W., Kylyshkanov M.K. et al. Structure and phase composition of high – speed steels. *Bulletin of the Karaganda*

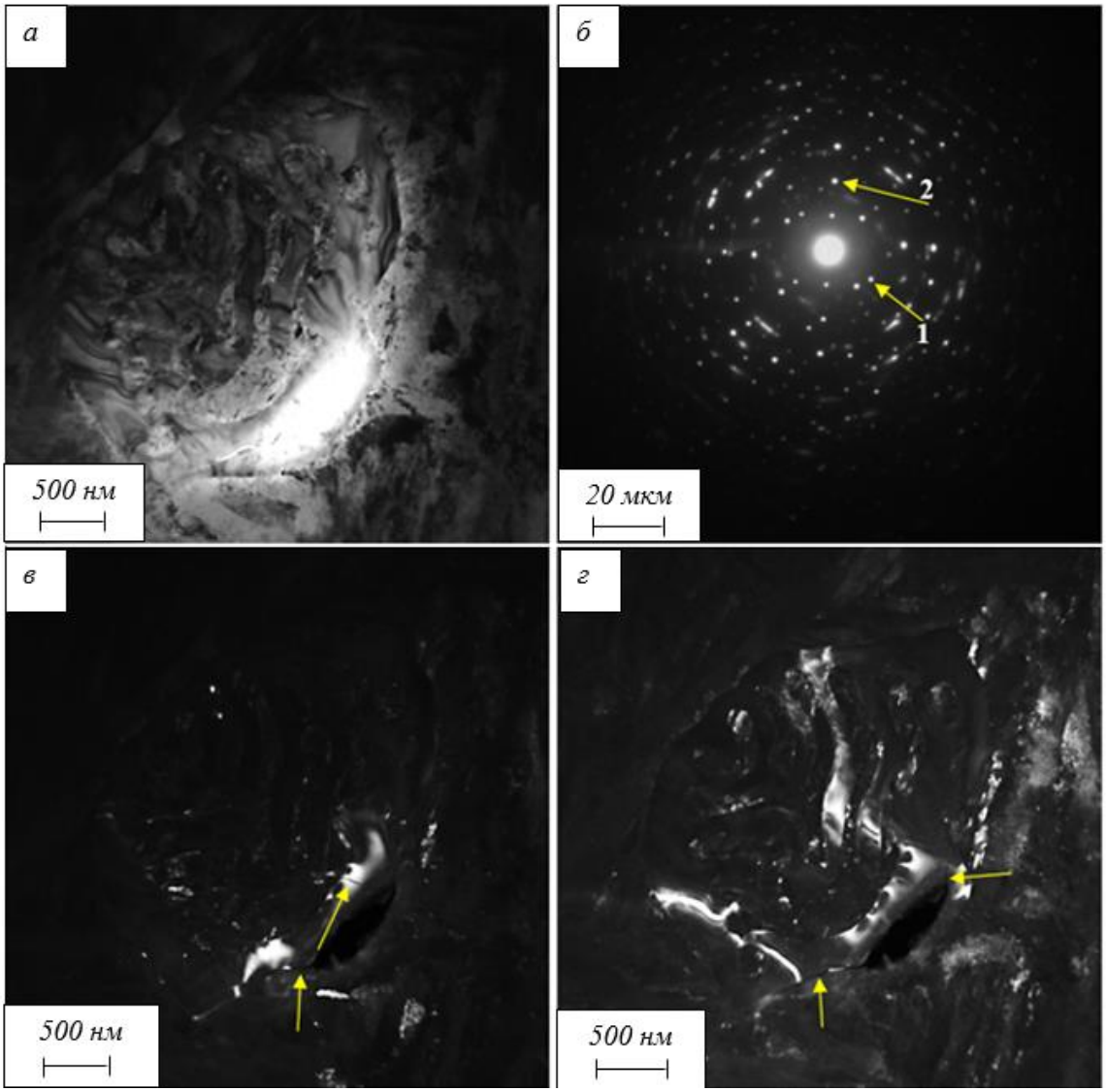

Рис. 5. ПЭМ изображение структуры пластин карбидной фазы с микротрещинами:
а – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма; *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах [244]$Me_{23}C_6$ и [133]$Me_{23}C_6$; на поз. *б* стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля для поз. *в* (1) и *г* (2); на поз. *в, г* стрелками указаны микротрещины, расположенные в объеме пластин карбидной фазы
Fig. 5. TEM image of the structure of carbide phase plates with micro-cracks:
а – light field; *б* – microelectronogram; *в* and *г* – dark fields obtained in reflexes [244]$Me_{23}C_6$ and [133]$Me_{23}C_6$; in pos. *б* arrows indicate reflexes in which dark fields are obtained for pos. *в* (*1*) and *г* (*2*); in pos. arrows *в, г* indicate microcracks located in the volume of the plates of the carbide phase

University. Physics Series. 2020;2(98):83–92. *https://doi.org/10.31489/2020Ph2/83-92*

11. Иванов Ю.Ф. Структурные и фазовые превращения в ряде сталей при статическом и динамическом режимах термической обработки. Автореферат дис. докт. ф.-м. наук. Москва, 2002:41.

12. Модификация поверхности металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками / В.П. Ротштейн, Д.И. Проскуровский, Г.Е. Озур, Ю.Ф. Иванов. Новосибирск: СО РАН Наука, 2019:348.

13. *Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменной обработке* / Под. ред. Н.Н. Коваля, Ю.Ф. Иванова. Томск: НТЛ, 2016:298.

14. *Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками* / Под ред. Дж. Поута, Г. Фоти, Д. Джекобсона. Москва: Машиностроение, 1987:424.

15. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Миненко С.С., Гусева Т.П., Чапайкин А.С., Семин А.П. Структура и свойства поверхностного слоя, полученного плазменной наплавкой из высокоэнтропийной молибденовой быстрорежущей стали, после комплексной обработки. *Материаловедение*. 2025;6:15–23.

16. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuryev A.B., Minenko S.S., Konovalov S.V. Modification of transition zone structure of high-speed steel sur-

facing – substrate by electron-beam treatment. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;1(51):43–50.

17. 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;10:9−14. EDN: HVMOZZ.

18. 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;2:61−70. EDN: HSGMVF

19. Fedorov S., Sharipov Ja., Abrorov A. Increasing the surface stability of the cutting tool through complex machining. *Journal of Physics: Conference Series: II International Scientific Conference on Metrological Support of Innovative Technologies (ICMSIT II-2021)*, St. Petersburg, 2021;1889:22079. *https://doi.org/10.1088/1742-6596/1889/2/022079*

20. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.

21. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy*. *Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717.

22. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.

REFERENCES

1. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive wear resistance of Fe–C–Cr–Mn–Si system coatings additionally doped with nitrogen. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2011;10:18–22. (In Russ.).

2. Nefed'ev S.P., Emelyushin A.N. *Plasma surface hardening*. Staryi Oskol: TNT, 2021;156. (In Russ.).

3. Hacisalihoglu I., Yildiz F., Alsaran A. Wear performance of different nitride-based coatings on plasma nitrided AISI M2 tool steel in dry and lubricated conditions. *Wear*. 2017;384-385:159–168.

4. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7);731–739. *https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w*

5. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed′ev S.P. Inverstigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the Fe–C–Cr–Mn–Si system, additionally alloyed with nitrogen. *Welding International*. 2013;27(2):150–153.

6. Kravchenko I.N., Kartsev S.V., Kolomeichenko A.V. et al. Metallurgical Features of Plasma Surfacing with Powder Hard Alloy with Addition of Aluminum Powder. *Metallurgist*. 2021;64(9-10):1077–1085. *https://doi.org/10.1007/s11015-021-01089-x*

7. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Yuryev A.B., Minenko S.S., Semin A.P., Chapaikin A.S. Structure, Phase Composition, and Surface Properties of R2M9 High-Speed Steel. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2024;18(6):1395–1400.

8. Kremnev L.S., Onegina A.K., Vinogradova L.A. Peculiarities of transformations, structure and properties of molybdenum high-speed steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2009;12(654):13–19. (In Russ.). EDN: KZSBKP

9. Kremnev L.S. The theory of alloying and the creation of heat-resistant tool steels and alloys based on it. *MiTOM*. 2008;11:18–28. (In Russ.). EDN: KVXKKF

10. Rakhadilov B.K., Wieleba W., Kylyshkanov M.K. et al. Structure and phase composition of high - speed steels. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2020;2(98):83–92. *https://doi.org/10.31489/2020Ph2/83-92*

11. Ivanov Yu.F. Structural and phase transformations in a number of steels under static and dynamic heat treatment conditions. Avtoref. dis. dokt. f.-m. nauk. Moscow, 2002:41. (In Russ.).

12. Rotshtein V.P., Proskurovskii D.I., Ozur G.E., Ivanov Yu.F. *Modification of the surface of metallic materials by low-energy high-current electron beams*. Novosibirsk: SO RAN Nauka, 2019:348. (In Russ.).

13. Koval' N.N., IvanovYu.F. ed. *Evolution of the structure of the surface layer of steel subjected to electron-ion-plasma treatment*. Tomsk: NTL, 2016:298. (In Russ.).

14. Pout Dzh., Fot G., Dzhekobson D. ed. *Modification and doping of the surface by laser, ion and electron beams*. Moscow: Mashinostroenie, 1987:424. (In Russ.).

15. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Minenko S.S., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Semin A.P. Structure and properties of the surface layer obtained by plasma surfacing from high-entropy molybdenum high-speed steel, after complex processing. *Materialovedenie*. 2025;6:15–23. (In Russ.).

16. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuryev A.B., Minenko S.S., Konovalov S.V. Modification of transition zone structure of high-speed steel surfacing – substrate by electron-beam treatment. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;1(51):43–50.

17. Paikin A.G., Shulov V.A., Engel'ko V.I. etc. Cratering on the surface of parts made of heat-

resistant steel 15X16K5N2MVFAV-Sh when irradiated with high-current pulsed electron beams. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2006;10:9−14. (In Russ.). EDN: HVMOZZ.

18. Shulov V.A., Paikin A.G., Belov A.B. etc. Modification of the surface of parts made of heat-resistant steels by high-current pulsed electron beams. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2005;2:61−70. (In Russ.). EDN: HSGMVF

19. Fedorov S., Sharipov Ja., Abrorov A. Increasing the surface stability of the cutting tool through complex machining. *Journal of Physics: Conference Series: II International Scientific Conference on Metrological Support of Innovative Technologies (ICMSIT II-2021)*, St. Petersburg, 2021;1889:22079. *https://doi.org/10.1088/1742-6596/1889/2/022079*

20. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.

21. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717.

22. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.

***Сведения об авторе*:**

***Виктор Евгеньевич Громов**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля,* Сибирский государственный индустриальный университет
***E-mail**:* gromov@physics.sibsiu.ru
***ORCID**:* 0000-0002-5147-5343
***SPIN-код**:* 2834-4090

***Юрий Федорович Иванов**, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник,* Институт сильноточной электроники СО РАН
***E-mail**:* yufi55@mail.ru
***ORCID**:* 0000-0001-8022-7958
***SPIN-код**:* 7576-4810

***Ирина Викторовна Баклушина**, старший преподаватель, заместитель директора Института открытого образования,* Сибирский государственный индустриальный университет
***E-mail**:* baklushina_iv@sibsiu.ru
***ORCID**:* 0000-0003-4487-3260
***SPIN-код**:* 9087-6310

***Александр Сергеевич Чапайкин**, аспирант*, Сибирский государственный индустриальный университет
***E-mail**:* thapajkin.s@yandex.ru
***ORCID**:* 0009-0009-8160-7827
***SPIN-код**:* 4488-3030

***Роман Евгеньевич Крюков**, д.т.н., доцент, профессор кафедры механики и машиностроения*, Сибирского государственного индустриального университета
***E-mail**:* rek_nzrmk@mail.ru
***ORCID**:* 0000-0002-3394-7941
***SPIN-код**:* 7328-3134

Information about the authors:

***Viktor 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
***SPIN-код**:* 2834-4090

***Yuri F. Ivanov,** Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher,* Institute of High-Current Electronics SB RAS
E-mail: yufi55@mail.ru
ORCID: 0000-0003-0271-5504
***SPIN-код**:* 7576-4810

***Irina V. Baklushina**, Senior Lecturer, Deputy Director of the Institute of Open Education,* Siberian State Industrial University
***E-mail**:* baklushina_iv@sibsiu.ru
***ORCID**:* 0000-0003-4487-3260
***SPIN-код**:* 9087-6310

***Aleksandr S. Chapaykin**, Postgraduate Student,* Siberian State Industrial University
***E-mail**:* thapajkin.s@yandex.ru
***ORCID**:* 0009-0009-8160-7827
***SPIN-код**:* 4488-3030

***Roman E. Kryukov**, Dr. Sci.* (Eng.), *Associate Professor, Professor of the Department of Mechanics and Mechanical Engineering,* Siberian State Industrial University
***E-mail**:* rek_nzrmk@mail.ru
***ORCID**:* 0000-0002-3394-7941
***SPIN-код**:* 7328-3134

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

Поступила в редакцию 12.05.2025
После доработки 27.06.2025
Принята к публикации 01.07.2025

Received 12.05.2025
Revised 27.06.2025
Accepted 01.07.2025