

УДК 669.18.046.516.2

ЖИДКОФАЗНОЕ БОРИРОВАНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ*

Иванов Ю.Ф.¹, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

Громов В.Е.², д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин
им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Романов Д.А.², д.т.н., старший научный сотрудник (romanov_da@physics.sibsiu.ru)

Иванова О.В.³, к.ф.-м.н., доцент кафедры высшей математики ТГАСУ (dekanat_oof@tsuab.ru)

Тересов А.Д.¹, ведущий электроник лаборатории низкотемпературной плазмы (tad514@yandex.ru)

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН

(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

² Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет

(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

Аннотация. Методами современного физического материаловедения выполнен анализ структурно-фазовых состояний и трибологических свойств стали 12Х18Н10Т, подвергнутой электровзрывному легированию титаном и бором и последующей электронно-пучковой обработке в различных режимах по плотности энергии пучка электронов и длительности импульса воздействия. Установлено, что электровзрывное легирование стали титаном и бором приводит к формированию поверхностного слоя с многофазной субмикро-нанокристаллической структурой, характеризующейся наличием микропор, микротрещин и микрократеров. Комплексная обработка, сочетающая электровзрывное легирование и последующее облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, приводит к формированию многофазного субмикро-нанокристаллического поверхностного слоя толщиной до 60 мкм. Показано, что фазовый состав поверхностного слоя стали определяется соотношением масс титана и бора при электровзрывном легировании. Микротвердость модифицированного слоя определяется относительной массовой долей боридов титана в поверхностном слое и может более чем в 18 раз превышать микротвердость стали в исходном (перед электровзрывным легированием) состоянии. Определены режимы комплексной обработки, при которых формируется поверхностный слой, содержащий исключительно бориды титана и интерметаллиды на основе титана и железа. Максимальное (примерно 82 % по массе) содержание боридов титана наблюдается при обработке стали по режиму с наибольшей массой порошка бора в навеске ($m_B = 87,5$ мг; $m_T/m_B = 5,202$). При уменьшении массы порошка бора относительное содержание боридов в поверхностном слое стали снижается. Установлено, что комплексная обработка стали сопровождается повышением микротвердости поверхностного слоя в семь раз, износостойкость стали увеличивается более чем в девять раз.

Ключевые слова: высокохромистая нержавеющая сталь, бор, титан, электровзрывное легирование, интенсивный импульсный электронный пучок, структура, свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-7-539-547

ВВЕДЕНИЕ

Перевод атомных электростанций на более обогащенное топливо и, соответственно, ужесточение требований к абсорбирующей способности материалов обуславливает необходимость увеличения концентрации бора в сталях, которые часто используются при изготовлении емкостей для хранения отработанного ядерного топлива благодаря высокой нейтронопоглощающей способности бора [1]. Максимальная концентрация бора в используемых в настоящее время сталях не превышает 1,8 % (по массе) (сталь марки ЧС82), что обусловлено низкой пластичностью легированного бором материала, вызванной грубой формой бори-

дов [2, 3]. Измельчение структуры стали и сфероидизацию боридов осуществляют путем термомеханической обработки стали [4] и дополнительным легированием [5 – 9]. Цитируемые методы и подходы основаны на объемном модифицировании структуры и свойств стали. В последние десятилетия активно развиваются методы модифицирования стали, в основе которых заложено применение концентрированных потоков энергии [10 – 16]. Одним из таких методов является электровзрывное легирование, которое позволяет оплавливать обрабатываемую поверхность, насыщая расплав компонентами плазменной струи, сформированной из продуктов электрического взрыва проводника [17 – 19]. В ряде работ показано, что дополнительное облучение материала, легированного электровзрывным методом, интенсивным импульсным электронным пучком способствует гомогенизации модифицированного слоя, удалению микропор и микрократеров, повышению ме-

* Исследование выполнено при поддержке грантов Российского научного фонда (проекты № 18-79-00013 (эксперименты по электровзрывному легированию) и № 19-19-00183 (исследования методами электронной микроскопии)).

ханических, трибологических и усталостных свойств детали в целом [20].

Целью настоящей работы является анализ результатов и установление закономерностей формирования структуры и свойств аустенитной нержавеющей высокохромистой стали, подвергнутой легированию титаном и бором комплексным методом, сочетающим насыщение поверхностного слоя материала плазмой электрического взрыва проводящего материала и облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме высокоскоростного плавления и кристаллизации легированного слоя.

МАТЕРИАЛ, МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ И МЕТОДИКИ

ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследований была использована нержавеющая сталь марки 12X18H10T [21]. Образцы имели форму пластинок размерами $10 \times 10 \times 5$ мм. Легирование поверхностного слоя стали осуществляли электровзрывным методом (ЭВЛ) на установке ЭВУ 60/10 [17]. В качестве электропроводящего материала использовали фольгу технически чистого титана марки ВТ1-0, на поверхности которой располагали навеску порошка бора. Использовали порошок аморфного бора марки В-99В-ТУ 1-92-1549, В > 99 %, диаметр частиц 0,5 – 5,0 мкм. Параметры электровзрывного легирования: плотность мощности 2,2 ГВт/м², длительность импульса воздействия плазмы 100 мкс. Применяли четыре режима ЭВЛ, которые характеризовались различным соотношением масс фольги титана и порошка аморфного бора. Соотношения масс фольги титана m_{Ti} и навески порошка аморфного бора m_B , использованных для ЭВЛ стали 12X18H10T, приведены ниже:

Режим	m_{Ti} , мг	m_B , мг	m_{Ti}/m_B
1	360,7	50,0	7,214
3	392,2	62,5	6,275
5	423,7	75,0	5,649
7	455,2	87,5	5,202

На втором этапе модифицированную электровзрывным методом поверхность части образцов подвергали облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (ВИЭП) [20] при следующих параметрах: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, плотность энергии пучка электронов 40 и 20 Дж/см², длительность импульса воздействия пучка электронов 200 и 50 мкс, количество импульсов 3. Облучение образцов электронным пучком проводили дважды: сначала поверхность облучали электронным пучком с параметрами 17 кэВ, 40 Дж/см², 200 мкс, 3 имп.; после: 17 кэВ, 20 Дж/см², 50 мкс, 3 имп. Облучение образцов проводили в едином вакуумном пространстве на установке «СОЛЮ» [11]. Выбор режима облучения был основан на результатах

моделирования температурного поля [22]. Таким образом, исследованию подвергали две партии образцов: образцы после ЭВЛ (далее образцы 1, 3, 5, 7) и образцы, прошедшие двойную обработку, – ЭВЛ + ВИЭП (далее образцы 2, 4, 6, 8, где образец 2 – это образец, подвергнутый ЭВЛ по режиму 1 и ВИЭП, образец 4 – это образец, подвергнутый ЭВЛ по режиму 3 и ВИЭП, и т.д.).

Исследования структуры стали в исходном состоянии и после модифицирования осуществляли методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD 6000), сканирующей (прибор SEM 515 Philips) и просвечивающей дифракционной (прибор JEM-2100F) электронной микроскопии. Исследования элементного состава образцов осуществляли методами микрорентгеноспектрального анализа. Исследуемые свойства модифицированного слоя: микротвердость (приборы ДУН-211S (Shimadzu, Япония), нагрузка на индентор 30 мН и ПМТ-3, нагрузка на индентор 1 Н) и износостойкость (прибор TRIBOtechnik; условие сухого трения при комнатной температуре, контртело – шарик ШХ15 диам. 6 мм, диаметр трека 4 мм, скорость вращения образца 2,5 см/с, нагрузка на индентор 10 Н, количество оборотов 8000). Износостойкость поверхностного слоя материала рассчитывали после проведения профилометрии образовавшегося трека.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Электровзрывная обработка стали 12X18H10T сопровождается формированием высокоразвитого рельефа с большим количеством микрокапель, микрократеров, микротрещин, наплывов металла, что характерно для данного метода воздействия на поверхность металлов и сплавов (рис. 1, а). Последующее облучение модифицированной стали интенсивным импульсным электронным пучком сопровождается выглаживанием поверхности материала за счет действия сил поверхностного натяжения расплава, практически полностью исчезают микрократеры и наплывы металла, однако остаются (в малом количестве) микротрещины (рис. 1, б).

Элементный состав модифицированного слоя стали определяли методами микрорентгеноспектрального анализа [23]. Результаты исследований приведены на рис. 2, а. Можно отметить, что после электровзрывного легирования (рис. 2, режимы обработки 1, 3, 5, 7) бор и титан являются основными элементами поверхностного слоя образцов; элементы, формирующие сталь, присутствуют в незначительном количестве. Следовательно, электровзрывная обработка с выбранными в настоящей работе параметрами сопровождается формированием не только легированного слоя стали, но и тонкого покрытия на основе титана и бора. Максимальная суммарная концентрация атомов бора и титана обнаруживается в поверхностном слое стали, модифицированной электровзрывным методом по ре-

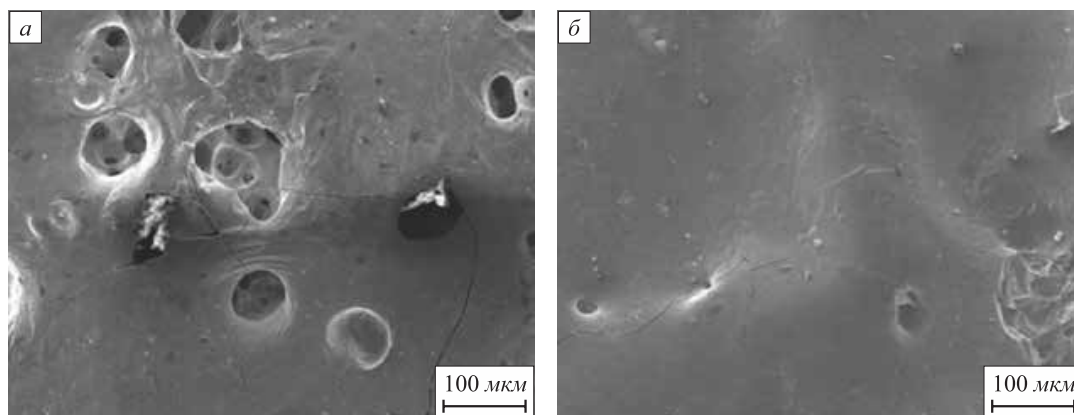


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности стали после ЭВЛ по режиму 3 (а) и последующего облучения ВИЭП (б). Сканирующая электронная микроскопия

Fig. 1. Electron-microscopic image of steel surface structure after electroexplosive alloying (EPA) at the mode 3 (a) and subsequent irradiation by a high-intensity pulsed electron beam (HIEB) (b). Scanning electron microscopy

жимам 1 и 7. Увеличение относительного содержания порошка бора в распыляемой навеске (при последовательной смене режимов 1 → 3 → 5 → 7, рис. 2, а) сопровождается монотонным снижением концентрации бора в легированном слое.

Облучение легированного слоя ВИЭП сопровождается жидкофазным перемешиванием поверхностного слоя материала. На это указывает существенное увеличение в объеме поверхностного слоя элементов, формирующих сталь (железо, хром и никель) (рис. 2, а). Следует, однако, отметить, что при увеличении относительного содержания порошка бора в распыляемой навеске (при последовательной смене режимов 2 → 4 → 6 → 8, рис. 2, а) концентрация основных элементов подложки в поверхностном слое монотонно снижается. Максимальная концентрация бора в поверхностном слое стали выявлена в образце, модифицированном по режиму 6 (рис. 2, а).

Фазовый состав модифицированного слоя стали изучали методами рентгеноструктурного анализа. Установлено, что электровзрывное легирование независимо от режима воздействия сопровождается формированием в поверхностном слое многофазного состояния, основными фазами которого являются бориды титана состава TiB и TiB₂ (рис. 2, б). Максимальное количество боридов титана, достигающее суммарно 75 % (по массе), формируется при электровзрывном легировании по режиму 1 (рис. 2, б). При этом основным боридом титана является борид состава TiB (рис. 2, б).

Последующее облучение модифицированного слоя стали ВИЭП приводит к существенному увеличению относительного содержания диборида титана TiB₂. В поверхностном слое образца, подвергнутого ЭВЛ по режиму 7 и дополнительной обработке ВИЭП, данное соединение становится основной фазой (рис. 2, б, режим 8). Можно предположить, что увеличение отно-

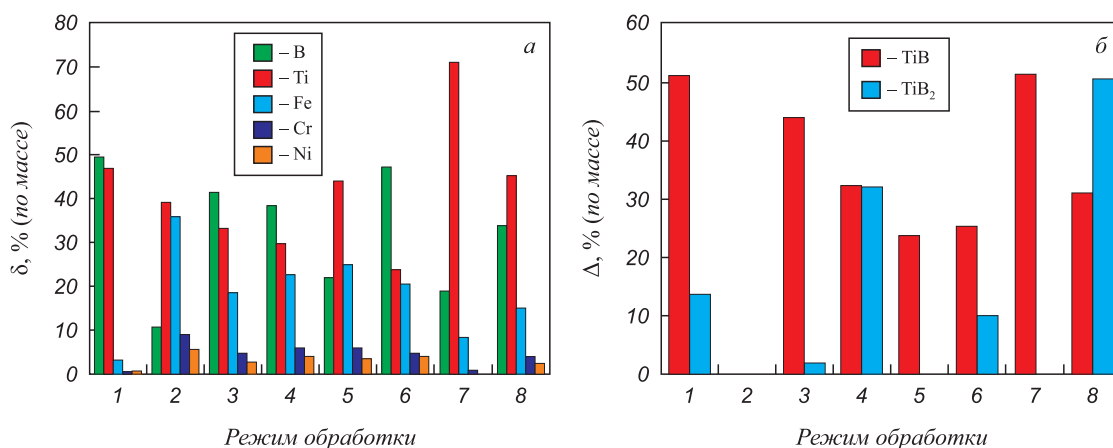


Рис. 2. Результаты микрорентгеноспектрального (а) и рентгенофазового (б) анализа поверхностного слоя стали 12X18N10T, подвергнутой ЭВЛ титаном и бором (по режимам обработки 1, 3, 5, 7) и последующему облучению ВИЭП (по режимам обработки 2, 4, 6, 8)

Fig. 2. Results of X-ray microspectral (a) and X-ray phase (b) analysis of the surface layer of 12Kh18N10T steel subjected to EPA with titanium and boron (at processing modes 1, 3, 5, 7) and subsequent HIEB irradiation (at processing modes 2, 4, 6, 8)

Микротвердость (HV), коэффициент износа (k) и коэффициент трения (μ) стали 12X18H10T после ЭВЛ и дополнительного облучения ВИЭП (ЭВЛ + ВИЭП)

Microhardness (HV), wear coefficient (k) and friction coefficient (μ) of 12X18H10T steel after EPA and additional HIEB exposure (EPA + HIEB)

Параметр	Режим							
	1	2	3	4	5	6	7	8
	ЭВЛ	ЭВЛ + ВИЭП	ЭВЛ	ЭВЛ + ВИЭП	ЭВЛ	ЭВЛ + ВИЭП	ЭВЛ	ЭВЛ + ВИЭП
HV, МПа	35 398,4	12 891,0	10 243,4	10 866,0	11 144,0	13 763,0	18 993,9	9398,0
k, мм ³ /Н·м		1,3·10 ⁻³		1,3·10 ⁻³		0,3·10 ⁻³		1,2·10 ⁻³
μ		0,61		0,57		0,65		0,60

Примечание. Для исходной стали HV = 1952 МПа; k = 2,8·10⁻³ мм³/Н·м; μ = 0,58.

сительного содержания диборида титана обусловлено существенным различием температур кристаллизации этих соединений, диборид титана образуется при температуре 3225 °С, борид титана – при температуре 2200 °С [24].

Механические свойства модифицированного электровзрывным легированием поверхностного слоя стали характеризовали микротвердостью (см. таблицу). Анализируя результаты, можно отметить, что ЭВЛ независимо от режима обработки сопровождается многократным (5,2 – 18,1) увеличением микротвердости поверхностного слоя стали. Максимальное значение микротвердости поверхностного слоя стали получено для образцов, модифицированных в соответствии с режимом 1. Сопоставляя результаты элементного и фазового состава модифицированного слоя, представленные на рис. 2, с результатами механических испытаний (см. таблицу), можно констатировать, что максимальная твердость поверхностного слоя стали соответствует максимальной концентрации в слое бора и максимальному относительному содержанию боридов титана составов TiB и TiB₂.

Облучение ВИЭП поверхности стали, подвергнутой электровзрывному легированию титаном и бором (режимы 1 и 7), приводит к снижению микротвердости модифицированного слоя. При комплексной обработке по режимам 4 и 6 микротвердость материала превышает микротвердость стали в состоянии после ЭВЛ. Наибольшие значения микротвердости, превышающие микротвердость стали в исходном состоянии в семь раз, достигаются в образце, модифицированном по режиму 6. Следует отметить, что этот режим модифицирования характеризуется наибольшей концентрацией бора в поверхностном слое (рис. 2, а, режим 6), сформированном исключительно боридами титана (TiB и TiB₂) и интерметаллидом (TiFe₂).

Трибологические характеристики (параметр износа (величина, обратная износостойкости) и коэффициент трения) стали 12X18H10T удалось измерить лишь для образцов, подвергнутых комплексной обработке. Высокий уровень шероховатости поверхности образцов

после ЭВЛ не позволил корректно измерить данные характеристики материала. Из результатов выполненных исследований видно, что износостойкость стали (величина, обратная коэффициенту износа k) после комплексной обработки, сочетающей электровзрывное легирование титаном и бором и последующее облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, достигает наибольших значений в образце, модифицированном по режиму 6, и превышает износостойкость исходной стали более чем в девять раз.

Для образца стали 12X18H10T, подвергнутого комплексной обработке по режиму 6, был построен профиль микротвердости (рис. 3). Отчетливо видно, что толщина упрочненного слоя достигает 60 мкм, твердость слоя остается неизменной по всей его толщине.

Очевидно, что высокие прочностные и трибологические свойства модифицированной стали обусловлены структурно-фазовым состоянием материала. Морфологию структуры поверхностного слоя стали изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг [25 – 27]. Фольги готовили методом ионного утонения пластинок, вырезанных

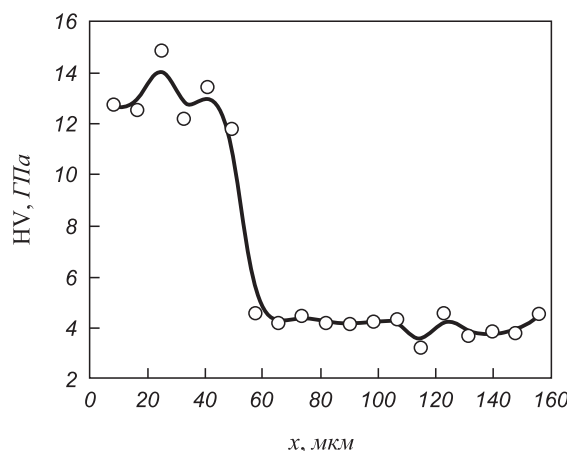


Рис. 3. Профиль микротвердости образца стали 12X18H10T, подвергнутой комплексной обработке по режиму 6

Fig. 3. Microhardness profile of 12Kh18N10T steel sample subjected to complex treatment at the mode 6

перпендикулярно поверхности модифицирования. Такое расположение фольги позволяет анализировать состояние материала на различном контролируемом расстоянии от поверхности образца. Характерное изображение структуры стали, формирующейся на различном расстоянии от поверхности обработки, приведено на рис. 4.

Отчетливо видно, что в результате обработки в поверхностном слое стали формируется субмикронанокристаллическая структура, размеры кристаллитов которой изменяются в пределах от десятков до сотен нанометров (рис. 4, *а, б*). Толщина слоя с подобной структурой не превышает 60 мкм. При большем удалении от поверхности образца выявляется поликристал-

лическая структура, характерная для стали в исходном состоянии (рис. 4, *в*).

Элементный состав модифицированного слоя изучали методами микрорентгеноспектрального анализа тонких фольг (метод картирования [23]). Результаты исследований (рис. 5) свидетельствуют о неравномерном распределении легирующих элементов в поверхностном слое стали. Выделяются области, обогащенные и обедненные титаном (рис. 5, *а, б*).

Присутствие атомов бора в поверхностном слое стали методом картирования выявляется плохо. Более доказательными являются результаты микрорентгеноспектрального анализа, представленные в виде энергетических спектров (рис. 5, *в*). Выполненные таким

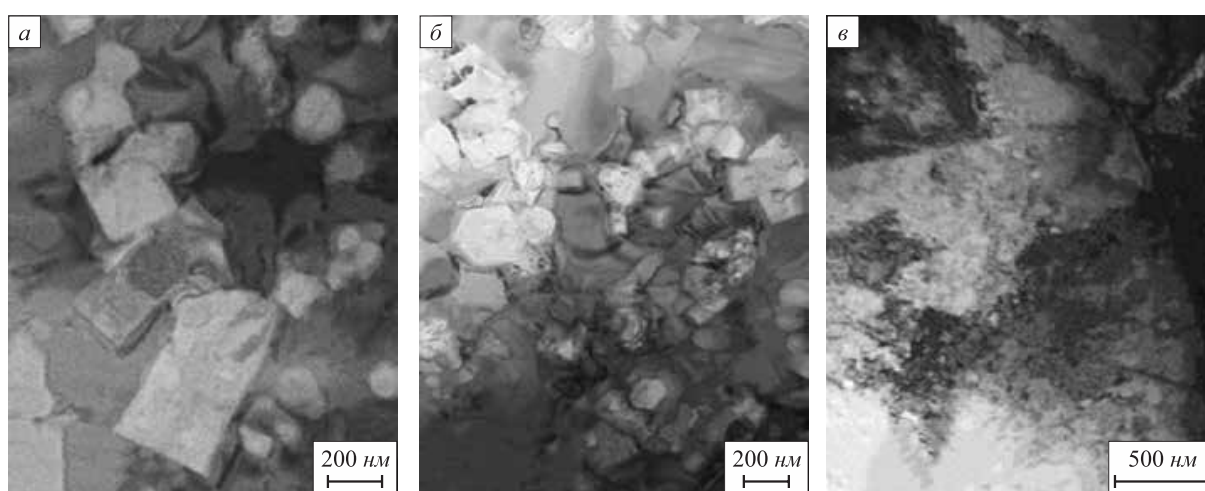


Рис. 4. Структура стали 12X18H10T после комплексной обработки:
а – слой, примыкающий к поверхности образца; *б* – слой на глубине примерно 40 мкм; *в* – слой на глубине примерно 60 мкм

Fig. 4. Structure of 12X18H10T steel after complex treatment:
a – layer adjacent to the sample surface; *b* – layer at nearly 40 microns depth; *v* – layer at nearly 60 microns depth

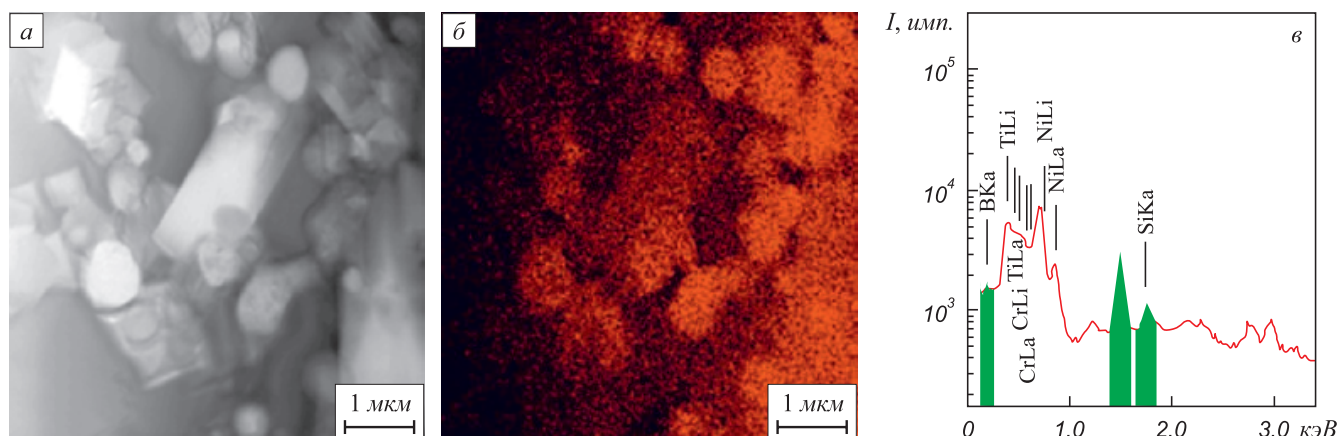


Рис. 5. Результаты микрорентгеноспектрального анализа модифицированного слоя стали 12X18H10T (анализируется слой, примыкающий к поверхности модифицирования):

а – светлое поле; *б* – изображение, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов титана; *в* – фрагмент энергетических спектров, полученных с участка фольги, приведенного на поз. *а* (анализируется слой, примыкающий к поверхности модифицирования)

Fig. 5. Results of X-ray microspectral analysis of the modified layer of 12X18H10T steel (layer adjacent to the modifying surface was analyzed):
a – bright field; *b* – image obtained in symptomatic X-ray radiation of titanium atoms; *v* – fragment of energy spectra obtained from the foil piece shown in pos. *a* (layer adjacent to the modifying surface was analyzed)

образом исследования показали, что концентрация бора в поверхностном слое изменяется немонотонным образом, достигая максимальной величины (примерно 19 % (ат.)) на расстоянии 10 – 15 мкм от поверхности легирования.

Анализ микроэлектроннограмм и применение темнопольных изображений позволяет провести визуализацию фаз, присутствующих в стали [25 – 30]. Пример такого анализа приведен на рис. 6, на котором представлены изображения кристаллитов TiB_2 (рис. 6, в) и TiB (рис. 6, з). Размер выявленных кристаллитов изменяется в широких пределах: от 30 до 200 нм.

Выводы

Электровзрывное легирование стали титаном и бором приводит к формированию поверхностного слоя с многофазной субмикро-нанокристаллической структурой, характеризующейся наличием микропор, мик-

ротрещин и микрократеров. Показано, что фазовый состав поверхностного слоя стали определяется соотношением масс титана и бора при электровзрывном легировании. Высказано предположение, что электровзрывная обработка с выбранными в настоящей работе параметрами сопровождается не только легированием стали, но и формированием тонкого покрытия, обогащенного атомами титана и бора. Обнаружено, что микротвердость модифицированного слоя определяется относительной массовой долей боридов титана в поверхностном слое и может более чем в 18 раз превышать микротвердость стали в исходном (перед электровзрывным легированием) состоянии.

Установлено, что комплексная обработка поверхности высокохромистой нержавеющей стали 12X18H10T, сочетающая электровзрывное легирование титаном и бором и последующее облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, позволяет формировать многофазный субмикро-нанокристалли-

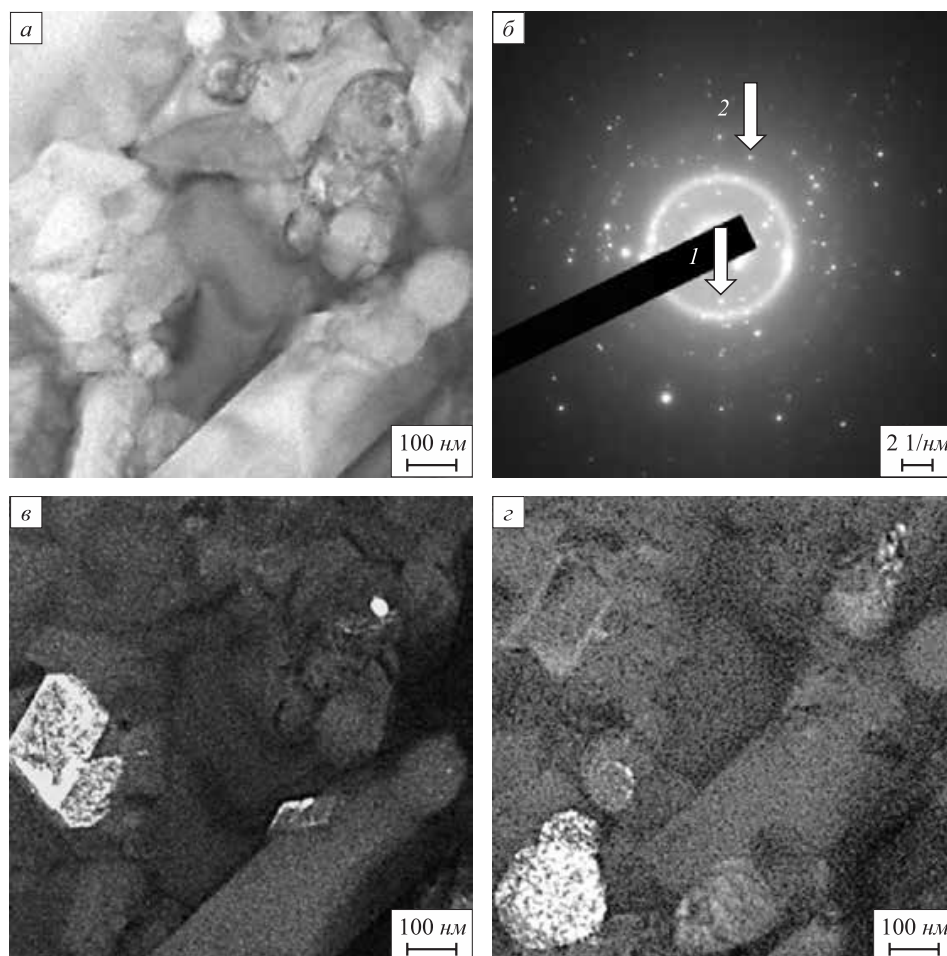


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 12X18H10T после комплексной обработки: а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, з – темное поле, полученное в рефлексе $[100] TiB_2$ и $[220] TiB$; на поз. б стрелками указаны рефлексы, в которых получено темное поле (рефлекс 1 – поз. в; рефлекс 2 – поз. з) (анализируется слой, примыкающий к поверхности модифицирования)

Fig. 6. Electron-microscopic image of 12X18H10T steel structure after complex treatment: а – bright field; б – microelectron diffraction pattern; в, з – dark field obtained in the reflex of $[100] TiB_2$ and $[220] TiB$; at pos. б; arrows indicate reflexes in which dark field is obtained (reflex 1 – pos. в; reflex 2 – pos. з) (layer adjacent to the modified surface was analyzed)

ческий поверхностный слой толщиной до 60 мкм. Выявлены режимы комплексной обработки, приводящие к формированию поверхностного слоя, содержащего исключительно бориды титана и интерметаллиды на основе титана и железа. Максимальное (примерно 82 % (по массе)) содержание боридов титана наблюдается при обработке стали по режиму с массой порошка бора в навеске $m_{\text{Ti}}/m_{\text{B}} = 5,202$. При уменьшении массы порошка бора относительное содержание боридов в поверхностном слое стали снижается.

Микротвердость и износостойкость поверхностного слоя стали 12Х18Н10Т, модифицированной комплексным методом, сочетающим электровзрывное легирование атомами бора и титана и последующее облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, превышает микротвердость материала в исходном состоянии в семь раз, износостойкость – более чем в девять раз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Shulga A.V. A comparative study of the mechanical properties and the behavior of carbon and boron in stainless steel cladding tubes fabricated by PM HIP and traditional technologies // *Journal of Nuclear Materials*. 2013. Vol. 434. No. 1-3. P. 133 – 140.
- Sude Ma, Jianjun Zhang. Wear resistant high boron cast alloy – A Review // *Reviews on Advanced Material Science*. 2016. Vol. 44. No. 1. P. 54 – 62.
- Zhang J., Gao Y., Xing J., Ma S., Yi D., Liu L., Yan J. Effects of plastic deformation and heat treatment on microstructure and properties of high boron cast steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2011. Vol. 20. No. 9. P. 1658 – 1664.
- Saha R., Ray R.K. Development of texture, microstructure, and grain boundary character distribution in a high-strength boron-added interstitial-free steel after severe cold rolling and annealing // *Metall. Mater. Trans. A*. 2009. Vol. 40. No. 9. P. 2160 – 2170.
- Saha R., Ray R.K. Microstructural and textural changes in a severely cold rolled boron-added interstitial-free steel // *Scripta Materialia*. 2007. Vol. 57. No. 3. P. 841 – 844.
- He L., Liu Y., Li J., Li B.H. Effects of hot rolling and titanium content on the microstructure and mechanical properties of high boron Fe–B alloys // *Materials and Design*. 2012. Vol. 36. No. 4. P. 88 – 93.
- Liu Y., Li B.H., Li J., He L., Gao S.J., Nieh T.G. Effect of titanium on the ductilization of Fe–B alloys with high boron content // *Materials Letters*. 2010. Vol. 64. No. 11. P. 1299 – 1301.
- Бор. Его соединения и сплавы / Г.В. Самсонов, Л.Я. Марковский, А.Ф. Жигач, М.Г. Валяшко; под общ. ред. Г.В. Самсонова. – Киев: Изд-во АН Украинской ССР, 1960. – 591 с.
- Ren X., Fu H., Xing J., Yi Y. Effect of solidification rate on microstructure and toughness of Ca–Ti modified high boron high speed steel // *Material Science and Engineering A*. 2019. Vol. 742. P. 617 – 627.
- Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. Учебник / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин, В.Л. Якушин. – М.: Круглый стол, 2001. – 527 с.
- Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // *Изв. вуз. Физика*. 2008. № 5. С. 60 – 70.
- Surface modification and alloying: by laser, ion, and electron beams / Eds. J.M. Poate, G. Foti, D.C. Jacobson. – New York and London: Plenum Press., 1983. – 414 p.
- Сильноточные электронные импульсные пучки для авиационного двигателестроения / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.С. Новиков и др.; под общ. ред. В.А. Шулова, А.С. Новикова, В.И. Энгелько. – М.: Артек, 2012. – 283 с.
- Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк и др. – М.: Изд-во МГУ, 2005. – 640 с.
- Модификация материалов компрессионными плазменными потоками / В.В. Углов, Н.Н. Черенда, В.М. Анищик, В.М. Асташинский, Н.Т. Квасов. – Минск: изд. БГУ, 2013. – 248 с.
- Основы технологии обработки поверхности материалов импульсной гетерогенной плазмой / Е.А. Будовских, Е.В. Мартусевич, П.С. Носарев, В.Е. Громов, В.Д. Сарычев. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2002. – 170 с.
- Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 301 с.
- Kononov S., Gromov V., Ivanov Yu. Multilayer structure of Al–Si alloy after electro-explosion alloying with yttrium oxide powder // *Material Research Express*. 2018. Vol. 5. No. 11. No. Art. 116520.
- Романов Д.А., Громов В.Е., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. Закономерности формирования структурно-фазовых состояний на поверхности металлов и сплавов при электровзрывном легировании // *Успехи физики металлов*. 2015. Т. 16. № 2. С. 119 – 157.
- Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоев титановых сплавов после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки / Под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова, Е.А. Будовских. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2012. – 435 с.
- Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
- Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. – In: *Materials Surface Processing by Directed Energy Techniques* / Ed. Y. Pauleau. – Elsevier Inc., 2006. P. 205 – 240.
- Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный анализ в примерах практического применения / М.М. Криштал, И.С. Ясников, В.И. Полушин, А.М. Филатов, А.Г. Ульяненко; под общ. ред. М.М. Криштала. – М.: Техносфера, 2009. – 208 с.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник. В 3 т. Т. 1. / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
- Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
- Tomas G., Goringe M.J. *Transmission electron microscopy of materials*. – New York: Jons Willey & Sons, 1979. – 318 p.
- Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R. Interpretation of electron diffraction patterns. – London, 1968. – 256 p.
- Kumar C.S.S.R. (Ed.) *Transmission electron microscopy characterization of nanomaterials*. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
- Barry Carter C., David B.W. *Transmission electron microscopy*. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
- Egerton R.F. *Physical principles of electron microscopy*. – Berlin: Springer, 2016. – 196 p.

Поступила в редакцию 30 сентября 2019 г.
После доработки 22 октября 2019 г.
Принята к публикации 15 ноября 2019 г.

LIQUID-PHASE BORIDING OF HIGH-CHROMIUM STEEL

Yu.F. Ivanov¹, V.E. Gromov², D.A. Romanov², O.V. Ivanova³, A.D. Teresov¹

¹Institute of High Current Electronics, SB RAS, Tomsk, Russia

²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

³Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

Abstract. Using the methods of modern physical materials science, structural-phase states and tribological properties of 12Kh18N10T steel, subjected to electroexplosive alloying with titanium and boron and subsequent electron-beam processing in various modes depending on electron beam energy density, exposure pulse duration and their quantity have been analyzed. It has been established that electroexplosive alloying of steel with titanium and boron leads to formation of surface layer with multiphase submicro-nanocrystalline structure, characterized by presence of micropores, microcracks, and microcraters. Complex processing, combining electroexplosive alloying and subsequent irradiation with high-intensity pulsed electron beam, leads to formation of 60 μm thick multiphase submicro-nanocrystalline surface layer. It is shown that phase composition of surface layer of steel is determined by mass ratio of titanium and boron during electroexplosive alloying. Microhardness of modified layer is defined by relative mass fraction of titanium borides in surface layer and can be more than 18 times higher than microhardness of steel in its initial state (before electroexplosive alloying). Modes of complex processing have been determined at which surface layer containing exclusively titanium borides and intermetallic compounds based on titanium and iron is formed. The maximum (approximately 82 % by weight) titanium boride content is observed when steel is processed at regime with the highest mass of boron powder in the sample ($m_B = 87.5$ mg; $m_{Ti}/m_B = 5.202$). With decrease in mass of boron powder, relative content of borides in surface layer of steel decreases. It was found that integrated processing of steel is accompanied by sevenfold increase in microhardness of surface layer, wear resistance of steel increases by more than nine times.

Keywords: high-chromium stainless steel, boron, titanium, electric explosive alloying, intense pulsed electron beam, structure, properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-7-539-547

REFERENCES

- Shulga A.V. A comparative study of the mechanical properties and the behavior of carbon and boron in stainless steel cladding tubes fabricated by PM HIP and traditional technologies. *Journal of Nuclear Materials*. 2013, vol. 434, no. 1-3, pp. 133–140.
- Sude Ma, Jianjun Zhang. Wear resistant high boron cast alloy – A Review. *Reviews on Advanced Material Science*. 2016, vol. 44, no. 1, pp. 54–62.
- Zhang J., Gao Y., Xing J., Ma S., Yi D., Liu L., Yan J. Effects of plastic deformation and heat treatment on microstructure and properties of high boron cast steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2011, vol. 20, no. 9, pp. 1658–1664.
- Saha R., Ray R.K. Development of texture, microstructure, and grain boundary character distribution in a high-strength boron-added interstitial-free steel after severe cold rolling and annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2009, vol. 40, no. 9, pp. 2160–2170.
- Saha R., Ray R.K. Microstructural and textural changes in a severely cold rolled boron-added interstitial-free steel. *Scripta Materialia*. 2007, vol. 57, no. 3, pp. 841–844.
- He L., Liu Y., Li J., Li B.H. Effects of hot rolling and titanium content on the microstructure and mechanical properties of high boron Fe–B alloys. *Materials and Design*. 2012, vol. 36, no. 4, pp. 88–93.
- Liu Y., Li B.H., Li J., He L., Gao S.J., Nieh T.G. Effect of titanium on the ductilization of Fe–B alloys with high boron content. *Materials Letters*. 2010, vol. 64, no. 11, pp. 1299–1301.
- Samsonov G.V., Markovskii L.Ya., Zhigach A.F., Valyashko M.G. *Bor. Ego soedineniya i splavy* [Boron. Its compounds and alloys]. Samsonov G.V. ed. Kiev: Izd-vo AN Ukrainskoi SSR, 1960, 591 p. (In Russ.).
- Ren X., Fu H., Xing J., Yi Y. Effect of solidification rate on microstructure and toughness of Ca–Ti modified high boron high speed steel. *Material Science and Engineering A*. 2019, vol. 742, pp. 617–627.
- Gribkov V.A., Grigor'ev F.I., Kalin B.A., Yakushin V.L. *Perspektivnye radiatsionno-puchkovye tekhnologii obrabotki materialov. Uchebnik* [Promising radiation-beam technologies for materials processing. Textbook]. Moscow: Kruglyi stol, 2001, 527 p. (In Russ.).
- Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of the surface of ceramic-metal and ceramic materials at pulsed electron-beam processing. *Izv. vuz. Fizika*. 2008, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).
- Poate J.M., Foti G., Jacobson D.C. *Surface Modification and Alloying: By Laser, Ion, and Electron Beams*. Springer, 1983, 414 p. (Russ. ed.: Poate J.M., Foti G., Jacobson D.C. *Modifikatsiya i legirovanie poverkhnosti lazernymi, ionnymi i elektronnyimi puchkami*. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 424 p.).
- Shulov V.A., Paikin A.G., Novikov A.S. etc. *Sil'notochnye elektronnyye impul'snye puchki dlya aviatsionnogo dvigatelestroeniya* [High-current electronic pulsed beams for aircraft engines]. Shulov V.A., Novikov A.S., Engel'ko V.I. eds. Moscow: Artek, 2012, 283 p. (In Russ.).
- Kadyrzhanov K.K., Komarov F.F., Pogrebnyak A.D. etc. *Ionno-luchevaya i ionno-plazmennaya modifikatsiya materialov* [Ion-beam and ion-plasma modification of materials]. Moscow: Izd-vo MGU, 2005, 640 p. (In Russ.).
- Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Astashinskii V.M., Kvasov N.T. *Modifikatsiya materialov kompressionnymi plazmennymi potokami* [Modification of materials by compression plasma flows]. Minsk: izd. BGU, 2013, 248 p. (In Russ.).
- Budovskikh E.A., Martusevich E.V., Nosarev P.S., Gromov V.E., Sarychev V.D. *Osnovy tekhnologii obrabotki poverkhnosti materialov impul'snoi geterogennoi plazmoi* [Theoretical fundamentals of materials surface treatment by pulsed heterogeneous plasma]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2002, 170 p. (In Russ.).
- Bagautdinov A.Ya., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. *Fizicheskie osnovy elektrovzryvnogo legirovaniya metallov i splavov* [Physical fundamentals of electroexplosive alloying of metals and alloys]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2007, 301 p. (In Russ.).
- Konovalov S., Gromov V., Ivanov Yu. Multilayer structure of Al–Si alloy after electro-explosion alloying with yttrium oxide powder. *Material Research Express*. 2018, vol. 5, no. 11, no. article 116520.
- Romanov D.A., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F. Regularities of structural phase states formation on surface of metals and alloys during electroexplosive alloying. *Uspekhi fiziki metallov*. 2015, vol. 16, no. 2, pp. 119–157. (In Russ.).
- Struktura, fazovyi sostav i svoystva poverkhnostnykh sloev titanovykh splavov posle elektrovzryvnogo legirovaniya i elektronno-puchkovoi obrabotki* [Structure, phase composition and properties of surface layers of titanium alloys after electroexplosive alloying and electron-beam processing]. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. eds. Novokuznetsk: Inter-Kuzbass, 2012, 435 p. (In Russ.).
- Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Grade guide of steels and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).

22. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. In: *Materials Surface Processing by Directed Energy Techniques*. Pauleau Y. ed. Elsevier, 2006, pp. 205–240.
23. Krishtal M.M., Yasnikov I.S., Polunin V.I., Filatov A.M., Ul'yanenkov A.G. *Skanirovushchaya elektronnaya mikroskopiya i rentgenospektral'nyi analiz v primerakh prakticheskogo primeneniya* [Scanning electron microscopy and X-ray spectral analysis in practice]. Krishtal M.M. ed. Moscow: Tekhnosfera, 2009, 208 p. (In Russ.).
24. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem: Spravochnik. V 3 t. T. 1.* [State diagrams of double metal systems: Reference book. In 3 vols. Vol. 1]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996, 992 p. (In Russ.).
25. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in metal science]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
26. Tomas G., Goringe M.J. *Transmission Electron Microscopy of Materials*. New York: Jons Willey & Sons, 1979, 318 p.
27. Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R. *Interpretation of Electron Diffraction Patterns*. London, 1968, 256 p.
28. *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. Kumar C.S.S.R. ed. New York: Springer, 2014, 717 p.
29. Barry Carter C., David B.W. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
30. Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Berlin: Springer, 2016, 196 p.

Acknowledgements. The work was financially supported by grants of the Russian Science Foundation (project No. 18-79-00013 (experiments on electrical explosive alloying) and project No. 19-19-00183 (electron microscopy)).

Information about the authors:

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Chief Researcher (yuf55@mail.ru)

V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel' (gromov@physics.sibsiu.ru)

D.A. Romanov, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Senior Researcher (romanov_da@physics.sibsiu.ru)

O.V. Ivanova, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor of the Chair of Advanced Mathematics (dekanat_oof@tsuab.ru)

A.D. Teresov, Leading Electronic Engineer of the Laboratory of Low-temperature Plasma (tad514@yandex.ru)

Received September 30, 2019

Revised October 22, 2019

Accepted November 15, 2019