

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОЯ, НАПЛАВЛЕННОГО НА СТАЛЬ ХАРДОКС 450 БОРСОДЕРЖАЮЩЕЙ ПРОВОЛОКОЙ*

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

Громов В.Е.³, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой
естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Романов Д.А.³, д.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин
им. профессора В.М. Финкеля (romanov_da@physics.sibsiu.ru)

Клопотов А.А.⁴, д.ф.-м.н., профессор, научный сотрудник (klopotovaa@tsuab.ru)

Рубанникова Ю.А.³, магистрант кафедры естественнонаучных дисциплин
им. профессора В.М. Финкеля (rubannikova96@mail.ru)

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

⁴ Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова Томского государственного университета
(634050, Россия, Томск, пл. Новособорная, 1)

Аннотация. Методами современного физического материаловедения выполнен анализ структурно-фазовых состояний и свойств слоев, сформированных на низкоуглеродистой стали Хардокс 450 наплавочными проволоками с содержанием бора 4,5 и 6,5 % (по массе). В исходном состоянии сталь Хардокс 450 имеет структуру отпущенного мартенсита, в объеме и по границам кристаллов которого расположены частицы цементита. Частицы, расположенные в объеме, имеют игольчатую форму, а по границам – преимущественно округлую. Выявленные экстинкционные изгибные контуры свидетельствуют о кривизне кручения кристаллической решетки данного участка материала, начинаются и заканчиваются на границах раздела кристаллов мартенсита. Скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций и формирующих сетчатую субструктуру составляет $6,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Микротвердость наплавленного на сталь Хардокс 450 слоя более чем в два раза превышает микротвердость основы. Анализ диаграмм состояния систем Fe–C, Fe–B, B–C и политермических сечений в системе Fe–C–B показал, что быстрое охлаждение из жидкого состояния сплавов Fe_{23}C_6 – Fe_{23}B_6 способствует образованию многофазных структурных состояний. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлено, что причинами высокой микротвердости поверхностных слоев являются: образование боридов железа и кристаллов ультрамелкодисперсного (до 100 нм) пакетного мартенсита с высокой ($\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$) скалярной плотностью дислокаций; наличие в объеме и по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов железа и бора; высокий уровень кривизны кручения кристаллической решетки боридов железа и зерен α -фазы, обусловленный внутренними полями напряжений вдоль межфазных (границы раздела кристаллов боридов железа и зерен α -фазы) и внутрифазных (границы раздела боридов железа и кристаллов мартенсита в пакете) границ. Увеличение концентрации бора от 4,5 до 6,5 % сопровождается значительным (в 1,2 – 1,5 раза) повышением твердости наплавляемого слоя, что обусловлено увеличением размеров и относительного содержания областей боридов железа в 1,5 – 2,0 раза.

Ключевые слова: наплавка, борсодержащая проволока, структура, микротвердость, фазовый состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-613-620

ВВЕДЕНИЕ

В большинстве случаев именно состояние и свойства поверхностного слоя материала и изделий определяют их эксплуатационные характеристики, и поэтому формирование многофазных градиентных субмикронных и нанокристаллических слоев и нанесение защитных, упрочняющих и износостойких покрытий на инстру-

мент, детали, узлы и агрегаты технологического оборудования, изделия горнодобывающей, металлургической и машиностроительной отраслей промышленности является эффективным способом повышения их физико-механических характеристик, работоспособности и срока службы [1 – 3].

Перспективным методом получения протяженных многофазных градиентных слоев, отличающихся высокими свойствами, является электроконтактная наплавка проволокой оплавлением, широко используемая при ремонте деталей машин различного назначения: сельскохозяйственной техники, городского

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ Кемеровской области в рамках научного проекта № 18-48-420001 р_а, и при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ № 19-08-00248, № 18-32-00075 мол_а.

и железнодорожного транспорта, технологического оборудования и т.д.

Целью настоящей работы является анализ фазового состава, дефектной субструктуры, механических свойств слоя, наплавленного электроконтактным методом на сталь Хардокс 450 борсодержащей проволокой.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала основы использовали сталь марки Хардокс 450, элементный состав которой следующий: 0,19 – 0,26 % С; 0,70 % Si; 1,60 % Mn; 0,25 % Cr; 0,25 % Ni; 0,25 % Mo; 0,004 % В; 0,025 % Р; 0,010 % S, остальное – железо (по массе).

Формирование наплавленного слоя осуществляли проволоками, элементный состав которых приведен ниже:

- Fe–C–Ni–В: 0,7 % С, 2,0 % Mn, 1,0 % Si, 2,0 % Ni, 4,5 % В, остальное – железо;

- Fe–C–Ni–В: 0,7 % С, 2,0 % Mn, 1,0 % Si, 2,0 % Ni, 6,5 % В, остальное – железо.

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали и наплавленного металла осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (метод тонких фольг) [4–6]. Фольги изготавливали из пластинок, вырезанных электроискровым методом из наплавленного металла (слой, расположенный на половине толщины наплавленного металла). Утонение вырезанных таким образом пластинок до толщины 100–200 нм (тонкая фольга, необходимая для анализа методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии) осуществляли распылением металла ионным пучком на установке «IonSlicer» (фирма изготовитель JEOL). Механические свойства наплавленного металла и стали: микротвердость (метод Виккерса), нагрузка на индентор 5 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследования микротвердости (поперечный шлиф) представлены на рис. 1. Отчетливо видно, что наплавленный слой характеризуется высокой микротвердостью, превышающей микротвердость основы стали более, чем в два раза. Повышение концентрации бора в наплавочной проволоке приводит к значимому (в 1,2–1,5 раза) увеличению микротвердости модифицированного слоя.

Исходя из элементного состава наплавочной проволоки можно предположить, что высокие прочностные свойства наплавленного слоя обусловлены упрочнением материала карбидами бора, боридами и карбоборидами железа. Проведен анализ диаграмм состояния систем Fe–C, Fe–В, В–Сi Fe–В–С.

В системе Fe–C выявлено образование двух стабильных карбидов Fe₃C (символ Пирсона *oP16*, прост-

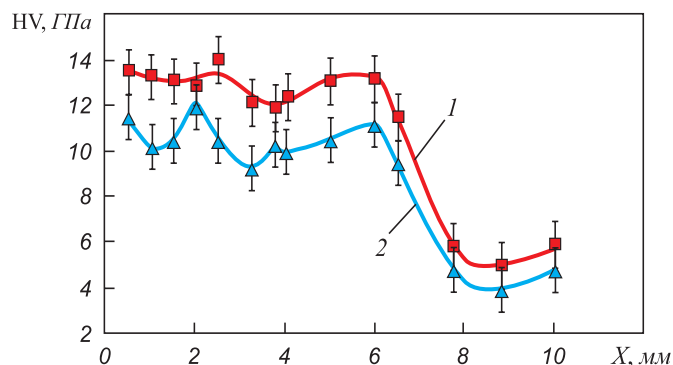


Рис. 1. Профиль микротвердости системы наплавленный слой – сталь с содержанием в наплавленном слое 6,5 % В (1) и 4,5 % В (2)

Fig. 1. Microhardness profile of “welded-on layer – steel” system with boron content in welded-on layer of 6.5 % (1) and 4.5 % (2)

ранственная группа *Pnma*, $a = 0,5428$ нм, $b = 0,6669$ нм, $c = 0,4439$ нм) и Fe₇C₃ (*oP40*, *Pnma*, Mn₇C₃, $a = 0,4540$ нм, $b = 0,6879$ нм, $c = 1,1942$ нм) [7, 8], и, как минимум, одного метастабильного карбида Fe₂C (*oP6*, *Pnnm*, Fe₂C, $a = 0,4704$ нм, $b = 0,4318$ нм, $c = 0,2830$ нм) [8]. Карбид Fe₂C («карбид Хэгга») представляет собой упорядоченный твердый раствор углерода в ε-железе на основе ГПУ решетки [7].

Для системы В–С установлено наличие соединения В₄С с широкой областью гомогенности; дискутируется возможность образования двух соединений В₄С и В₁₃С₂, разделенных двухфазной областью. При помощи химических реакций получают большое количество карбидов бора: В₁₃С₂, В₁₃С₃, В₁₁С₄, В₅₁С, В₄₈С₂, В₄₉С₃, В₂₅С, В₈С и В₄С [7, 9]. Элементарные ячейки этих карбидов достаточно сложные. Так, например, карбид В₁₁С₄ обладает триклинной сингонией ($a = 0,512$ нм, $b = 0,513$ нм, $c = 0,517$ нм, $\alpha = 65,33^\circ$, $\beta = 64,42^\circ$, $\gamma = 65,75^\circ$), В₈С – ромбической структурой ($a = 3,5909$ нм, $b = 1,7653$ нм, $c = 0,5094$ нм), В₄С (символ Пирсона *hR15*, пространственная группа *R-3m*, $a = 0,563$ нм, $c = 1,214$ нм), В₂₅С (*tP52*, *P-42m*, $a = 0,8722$ нм, $c = 0,508$ нм). В других карбидах бора наблюдается подобная же ситуация.

Система FeВ характеризуется наличием двух стабильных соединений: Fe₂В и FeВ [7] и целого спектра метастабильных фаз, формирующихся при охлаждении с высокими (~10⁶ °C/c) скоростями сплавов из жидкого состояния. Такими соединениями являются фаза Fe₂₃В₆ с кубической решеткой (символ Пирсона *cF116*, пространственная группа *Fm-3m*, прототип Cr₂₃C₆, $a = 1,069$ нм) [10]; фаза с ромбической структурой ($a = 0,6726$ нм, $b = 0,4311$ нм, $c = 0,5468$ нм); фаза с тетрагональной объемно-центрированной структурой ($a = 0,862$ нм, $c = 0,427$ нм) [7]; фаза Fe₃В имеет две модификации: высокотемпературную со структурой типа (*tI32*, *I-4*, Fe₃P, $a = 0,8655$ нм, $c = 0,4297$ нм) и низкотемпературную со структурой типа Fe₃P_{0,37}B_{0,63} (*tP32*, *P42/n*, Ti₃P, $a = 0,8648$ нм, $c = 0,4314$ нм) [11].

В системе Fe–B–C обнаружен карбоборид состава $Fe_3(B_xC_{1-x})$ (ρ -фаза), имеющий орторомбическую решетку, параметры элементарной ячейки которой зависят от значений x ($a = 0,533$ нм, $b = 0,666$ нм, $c = 0,447$ нм при $x = 0,4$ [12]; $a = 0,537$ нм, $b = 0,666$ нм, $c = 0,445$ нм при $x = 0,8$ [13]) и карбоборид состава $Fe_{23}(B_xC_{1-x})_6$ (τ -фаза), имеющий кубическую решетку ($a = 1,0634$ нм при $x = 0,63$ [13]).

Температурные и концентрационные области существования трехкомпонентных ρ - и τ -фаз, а также двух- и трехфазных областей представлены на политермических сечениях на рис. 2 [13, 14]. Видно, что область существования ρ -фазы значительна в температурном и концентрационном интервалах. Однофазная область существования τ -фазы существенно меньше, чем область существования ρ -фазы, но при этом двухфазная ($\tau + \rho$)-область значительна по размерам и находится в высокотемпературном интервале значений.

Политермические сечения (рис. 2) отражают важную особенность тройной системы Fe–B–C. В этой системе более равновесное состояние из смеси двух и трех фаз реализуется в сечении $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$, чем в сечении $Fe_3C - Fe_3B$. При этом ρ -фаза образуется непосредственно при кристаллизации из жидкого состояния и занимает значительную температурную и концентрационную область в сечении $Fe_3C - Fe_3B$ на политермической диаграмме. Выявленная особенность существования фазовых областей в системе Fe–B–C показывает, что быстрое охлаждение из жидкого состояния сплавов из сечения $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$ будет способствовать образованию многофазных структурных состояний.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг установлено, что сталь Хардокс 450 имеет структуру отпущенного мартенсита [15, 16]. Мартенсит по морфологическому признаку относится к пакетному [17, 18].

В объеме кристаллов мартенсита и по их границам располагаются частицы цементита (карбид железа). Частицы, расположенные в объеме, имеют игольчатую форму и ориентированы в двух-трех направлениях. Частицы, расположенные по границам кристаллов мартенсита, имеют преимущественно округлую форму. На электронно-микроскопических изображениях кристаллов мартенсита присутствуют экстинкционные изгибные контуры, что свидетельствует о кривизне-кручении кристаллической решетки данного участка материала [19–21]. Как правило, контуры начинаются и заканчиваются на границах раздела кристаллов мартенсита. Это свидетельствует о том, что именно границы раздела кристаллов являются источниками напряжения в исследуемом материале [22]. В объеме кристаллов мартенсита выявляется дислокационная субструктура. Дислокации распределены хаотически или формируют сетчатую субструктуру. Скалярная плотность дислокаций составляет $6,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Следует отметить, что

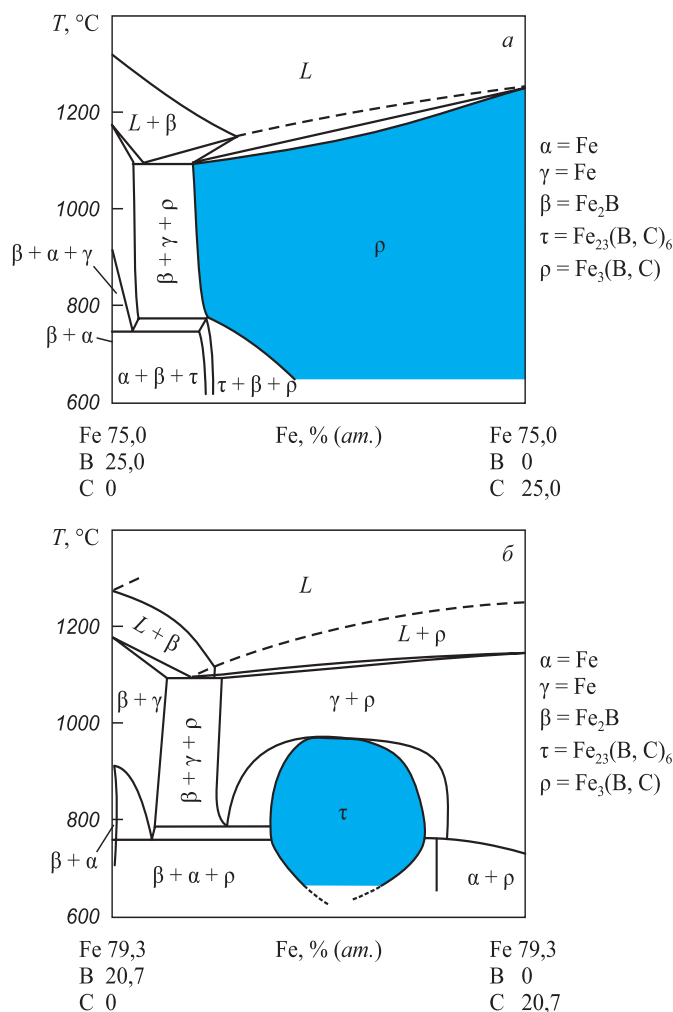


Рис. 2. Политермические сечения в тройной системе Fe–B–C: а – $Fe_3C - Fe_3B$ [13]; б – $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$ [14]

Fig. 2. Polythermal cross-sections in three-component system Fe–B–C: а – $Fe_3C - Fe_3B$ system [13]; б – $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$ [14]

в закаленной стали скалярная плотность дислокаций превышает 10^{11} см^{-2} [17, 23].

Кристаллизация наплавленного слоя сопровождается (независимо от концентрации атомов бора) формированием структуры преимущественно пластинчатого типа, характерное изображение которой представлено на рис. 3.

Повышение концентрации атомов бора в наплавленном слое от 4,5 до 6,5 % (по массе) сопровождается увеличением размеров областей боридов железа в 1,5–2,0 раза (рис. 3).

Второй (по занимаемому объему) структурной составляющей наплавленного слоя является α -фаза (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа), расположенная в виде прослоек, разделяющих кристаллиты боридов железа (рис. 4), α -фаза имеет пластинчатую структуру. Поперечные размеры пластин в большинстве случаев не превышают 100 нм. Для сравнения, в закаленной с печного нагрева стали средние

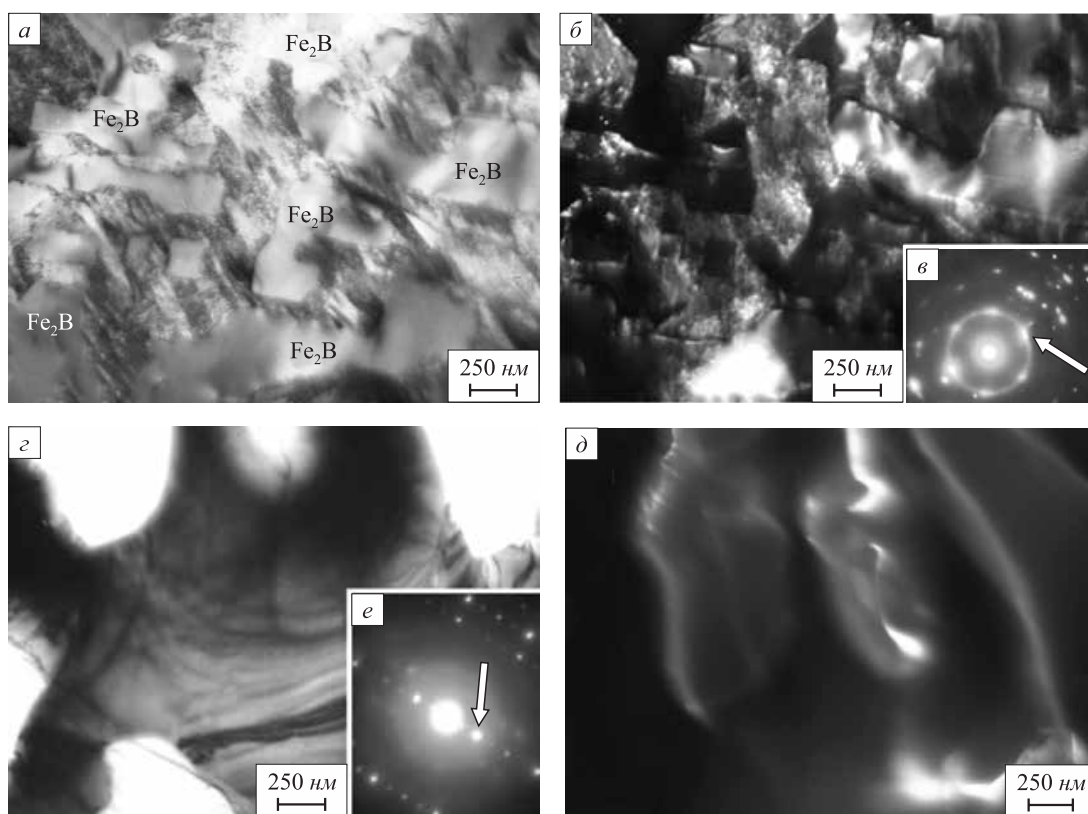


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, наплавленного на сталь проволокой с концентрацией бора 4,5 % (а – в) и 6,5 % (з – е):

а, з – светлое поле; б – темное поле, полученное в близко расположенных рефлексах [130] Fe_2B и [110] $\alpha-Fe$; в, е – микроэлектроннограммы (стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле); д – темное поле, полученное в рефлексе [004] Fe_2B

Fig. 3. Electron microscope image of the structure of layer welded on steel by wire with boron concentration of 4.5 % (a – в) and 6.5 % (z – e):
a, z – light field; б – dark field produced in closely located reflections [130] Fe_2B and [110] $\alpha-Fe$; в, e – microelectron diffraction patterns, the arrows designate the reflections in which dark field is obtained; д – dark field produced in reflection [004] Fe_2B

поперечные размеры кристаллов пакетного мартенсита изменяются в пределах 150 – 200 нм; поперечные размеры кристаллов пластинчатого мартенсита достигают единиц микрометров [15 – 18, 24]. В объеме пластин наблюдается дислокационная субструктура сетчатого типа, скалярная плотность дислокаций которой достигает 10^{11} см^{-2} . Тип дислокационной субструктуры, высокая плотность дислокаций, характерная морфология пластин позволяют заключить, что они сформировались по мартенситному механизму. В отличие от кристаллов мартенсита кристаллиты боридов железа не содержат дислокационной субструктуры (рис. 3), что кардинально отличает их от прилегающих слоев α -фазы.

Индексирование микроэлектроннограмм, полученных с кристаллов мартенсита, позволило выявить рефлексы карбида железа (цементит) и карбида бора (рис. 5). Частицы карбидной фазы располагаются в объеме и по границам кристаллов мартенсита (рис. 5, б). Частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах от 15 нм до 30 нм.

В отдельных случаях в структуре слоя, наплавленного проволокой, содержащей 6,5 % бора, выявляются области размерами 200 – 300 нм с ячеистой дислокаци-

онной субструктурой и разделяющие кристаллиты боридов железа (рис. 6). Ячейки округлой формы, размеры ячеек изменяются в пределах от 30 до 50 нм (рис. 6, б).

Особенностью электронно-микроскопических изображений структуры наплавленного слоя является наличие в объеме кристаллитов боридов железа большого количества изгибных экстинкционных контуров (рис. 7, а, контуры указаны стрелками). Наличие изгибных экстинкционных контуров, как отмечалось выше, указывает на формирование в материале внутренних полей напряжений, приводящих к изгибу-кручению кристаллической решетки материала [19 – 21, 24]. Источниками полей напряжений (концентраторами напряжений) являются в исследуемом материале границы раздела кристаллитов боридов железа и α -фазы, внутрифазные границы (границы раздела кристаллитов боридов железа и пластин мартенсита). В отдельных случаях в объеме кристаллитов боридов железа выявляются микродвойники (рис. 7, б).

Таким образом, методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выявлено формирование в наплавленном слое многофазной поликристаллической структуры эвтектического типа,

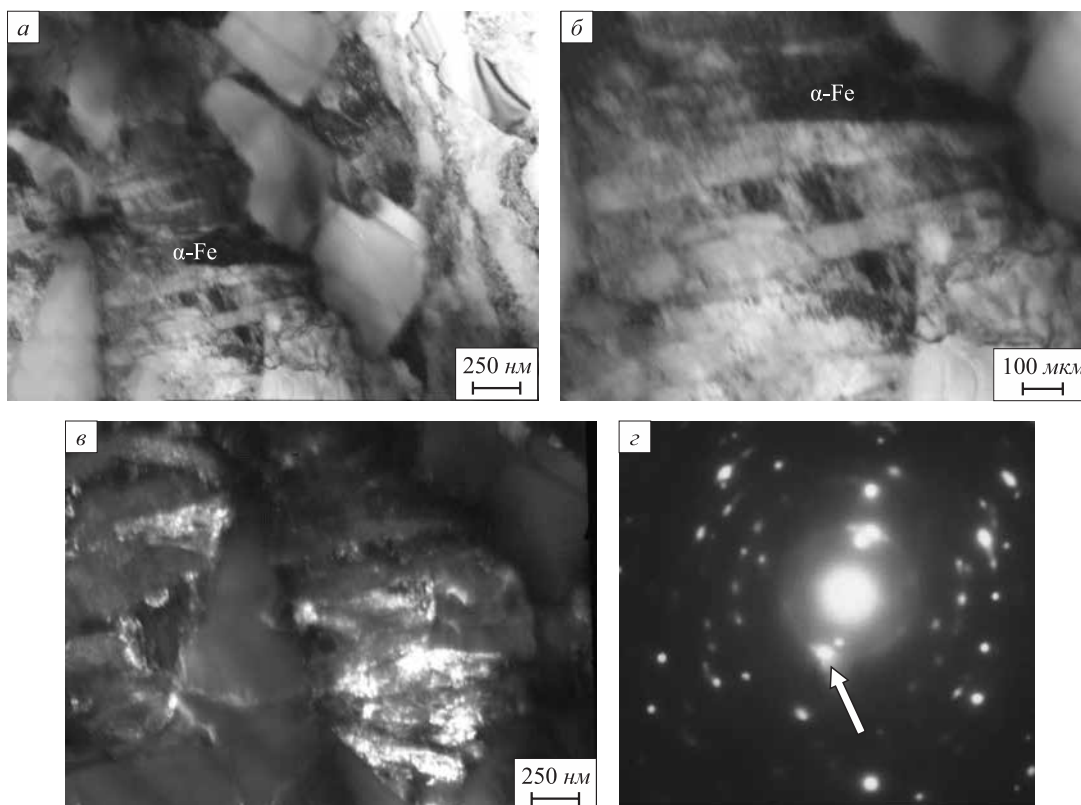


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры α -фазы при наплавке проволокой с концентрацией бора 6,5 %: *a*, *b* – светлое поле; *c* – темное поле, полученное в рефлексе [110] α -Fe; *d* – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 4. Electron microscope image of α -phase structure at welding by wire with boron concentration of 6.5 %: *a*, *b* – light fields; *c* – a dark field produced in reflection [110] α -Fe; *d* – microelectron diffraction pattern, the arrow designate the reflection of dark field production

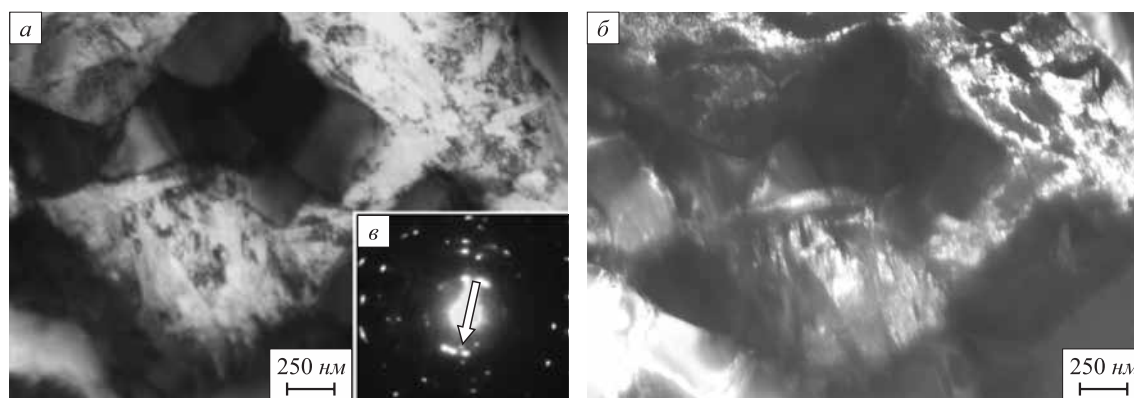


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, наплавленного на сталь проволокой с концентрацией бора 6,5 %: *a* – светлое поле; *b* – темное поле, полученное в рефлексах [1410] B_8C + [110] α -Fe + [211] FeB; *c* – микроэлектроннограмма (стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле)

Fig. 5. Electron microscope image of structure of layer welded on steel with the wire with boron concentration 6.5 %: *a* – light field; *b* – dark field produced in reflection [1410] B_8C + [110] α -Fe + [211] FeB; *c* – microelectron diffraction pattern, the arrow designate the reflection of dark field production

основными фазами которой являются бориды железа и α -фаза. Повышение концентрации атомов бора в наплавленном слое от 4,5 до 6,5 % (по массе) сопровождается увеличением размеров областей боридов железа в 1,5 – 2,0 раза; α -фаза имеет структуру пакетного мар-

тенсита, характеризующуюся ультрамелким (в пределах до 100 нм) поперечным размером кристаллов. В объеме и на границах кристаллов мартенсита присутствуют наноразмерные частицы карбидов бора и железа. Наплавленный слой находится в упругонапряженном

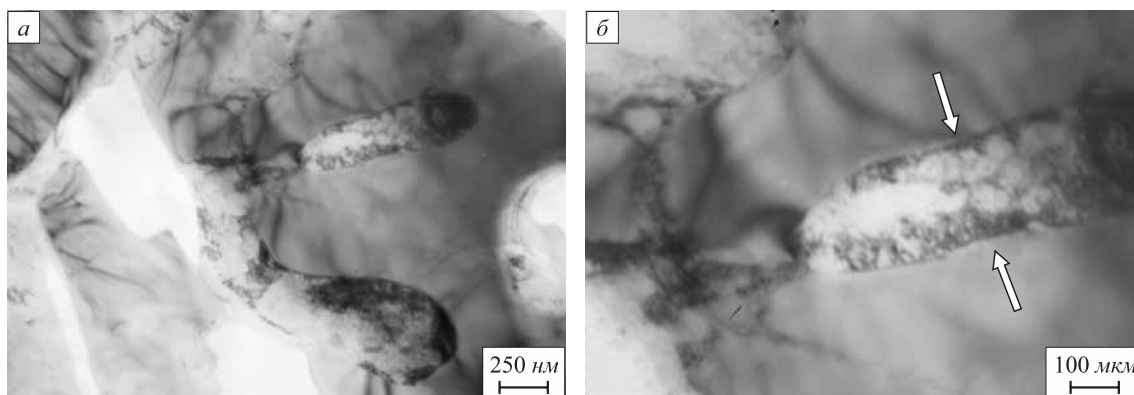


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры слоя, наплавленного на сталь проволокой с концентрацией бора 6,5 %

Fig. 6. Electron microscope image of dislocation structure of layer welded on steel by wire with boron concentration of 6.5 %

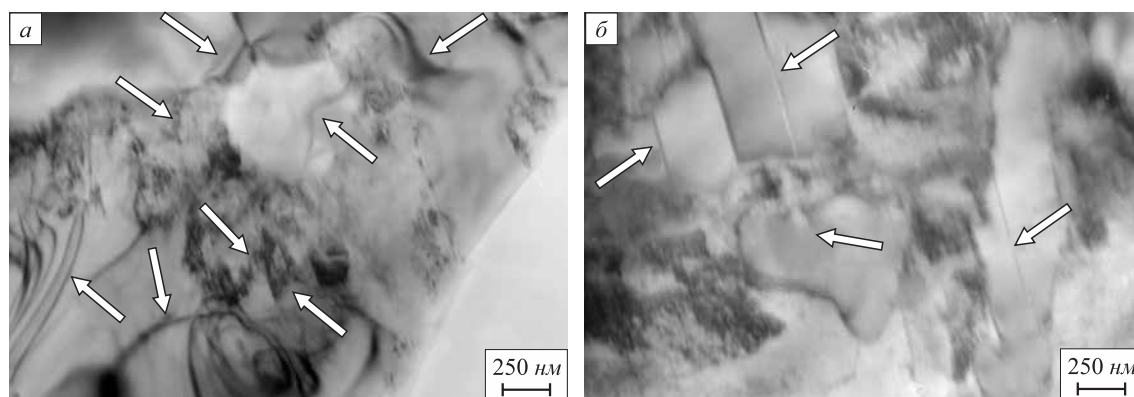


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение изгибных экстинкционных контуров в слое, наплавленном проволокой с концентрацией бора 6,5 %

Fig. 7. Electron microscope image of bend extinction contours in the layer welded on by wire with boron concentration of 6.5 %

состоянии, о чем свидетельствуют присутствующие на электронно-микроскопических изображениях кристаллитов боридов железа и пакетов мартенсита изгибные контуры экстинкции. Концентраторами напряжений являются межфазные (границы раздела кристаллитов бора и зерен α -фазы) и внутрифазные (границы раздела боридов железа и кристаллов мартенсита в пакете) границы.

Выводы

В исходном состоянии сталь Хардокс 450 имеет структуру отпущенного пакетного мартенсита, в объеме и по границам которого расположены частицы цементита. Скалярная плотность дислокаций, распределенных хаотически или формирующих сетчатую субструктуру, составляет $6,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Наплавленный на сталь Хардокс 450 борсодержащими проволоками слой характеризуется высокой микротвердостью, превышающей микротвердость основы более чем в два раза. При анализе политермических сечений в системе Fe–C–B выявлено, что быстрое охлаждение из жидко-

го состояния сплавов будет способствовать образованию многофазных структурных состояний. Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что причиной высокой микротвердости поверхностных слоев является: во-первых, формирование структуры эвтектического типа, образованной кристаллитами боридов железа и зернами α -фазы со структурой пакетного мартенсита, характеризующейся ультрамалым (в пределах до 100 нм) поперечным размером кристаллов и высокой (до 10^{11} см^{-2}) скалярной плотностью дислокаций; во-вторых, присутствие в объеме и на границах кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов бора и железа; в-третьих, высокий уровень кривизны кручения кристаллической решетки боридов железа и зерен α -фазы, обусловленный контактными напряжениями, которые формируются вдоль межфазных (границы раздела кристаллитов боридов железа и зерен α -фазы) и внутрифазных (границы раздела боридов железа и кристаллов мартенсита в пакете) границ. Установлено, что увеличение концентрации бора в наплавочной проволоке (в пределах от 4,5 до 6,5 % (по массе)) сопровождается значимым (в 1,2 – 1,5 раза)

повышением микротвердости наплавленного слоя. Одной из причин этого является увеличение размеров (и, соответственно, относительного содержания) областей боридов железа в 1,5 – 2,0 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Gromov V.E., Kapralov E.V., Raikov S.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. Structure and properties of the wear-resistant coatings fused on steel with flux cored wires by an electric arc method // *Progress in Physics of Metals*. 2014. Vol. 15. No. 4. P. 213 – 234.
- Райков С.В., Капралов Е.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. Строение по глубине износостойкого покрытия, полученного электродуговым методом на стали // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 2. С. 121 – 126.
- Raykov S.V., Kapralov E.V., Vaschuk E.S., et al. Structure of the Surface Layer of a Wear-Resistant Coating after Treatment with a High-Intensity Electron Beam // *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2015. Vol. 9. No. 5. P. 934 – 938.
- Kumar C.S.S.R. (Ed.) *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
- Barry Carter C., David B. *Transmission Electron Microscopy*. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
- Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy (An Introduction to TEM, SEM, and AEM)*. Second Edition. – Springer International Publishing Switzerland, 2016. – 191 p.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1-3.
- Villars P., Calvert L.D. *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*. Vols. 1-3. – Ohio: Metals Park, 1986. – 3258 p.
- Rogl P.F., Vrestal J., Tanaka T., Takenouchi S. The B-rich side of the B–C phase diagram // *Calphad*. 2014. Vol. 44. P. 3 – 9.
- Khan Y., Wibbeke H. Formation of the τ -Phase in the Fe-B Alloys // *Z. Metallkd.* 1991. Vol. 82. No. 9. P. 703 – 705.
- Rogl P. The System B-N-Fe. – In book: *Phase Diagrams of Ternary Boron Nitride and Silicon Nitride Systems* / P. Rogl, J.C. Schuster eds. – ASM, Materials Park, OH, 1992. P. 33 – 36.
- Zhang Y.D., Budnick J.L., Sanchez, Hines W.A., Yang D.P., Livingston J.D. NMR-studies in Orthorhombic $\text{Fe}_3\text{B}_{1-x}\text{C}_x$ ($0.1 \leq x \leq 0.4$) // *Journal of Applied Physics*. 1987. Vol. 61. No. 8. P. 4358 – 4360.
- Lentz J., Röttger A., Theisen W. Solidification and phase formation of alloys in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 99. P. 119 – 129.
- Borlera M.L., Pradelli G. On the System Fe-B-C (in Italian) // *La Metallurgia Italiana*. 1968. Vol. 60. No. 3. P. 140 – 146.
- Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
- Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Отпуск стали. – М.: МИСИС, 1997. – 336 с.
- Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
- Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Электронно-микроскопический анализ мартенситной фазы стали 38ХНЗМФА // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1991. № 8. С. 38 – 41.
- Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
- Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Попова, С.В. Коновалов, Н.А. Конева. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.
- Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // *Изв. вуз. Физика*. 1982. № 8. С. 3 – 14.
- Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнейшие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты. – В кн.: *Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела*. Сб. трудов международной конференции. – Томск: ТГУ, 1990. С. 83 – 93.
- Иванов Ю.Ф. Исследование дислокационной субструктуры кристаллов мартенситной фазы конструкционных сталей, подвергнутых различным режимам термической обработки. – В кн.: *Сб. трудов «Эволюция дислокационной структуры, упрочнение и разрушение сплавов»*. – Томск: ТГУ, 1992. С. 52 – 59.
- Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.

Поступила в редакцию 25 февраля 2019 г.

После доработки 11 марта 2019 г.

Принята к публикации 4 апреля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, PP. 613–620.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF LAYER, SURFACED ON HARDOX 450 STEEL BY BORON CONTAINING WIRE

Yu.F. Ivanov^{1,2}, V.E. Gromov³, D.A. Romanov³, A.A. Klopotov⁴, Yu.A. Rubannikova³

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

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

³Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

⁴V.D. Kuznetsov Siberian Physics and Technics Institute (SPTI TSU), Tomsk, Russia

Abstract. Analysis of structure phase states and properties of the layers formed on HARDOX 450 low alloy steel by welded-on wires with boron content of 4.5 and 6.5 % wt. was made by the methods of modern physical material science. In the initial state HARDOX 450 steel has the structure of tempered martensite, in the volume and along the boundaries of crystals of it the cementite particles are located. The particles located in the volume have acicular shape and those along

boundaries are mainly round. The presence of extinction bend contours has been revealed, indicative of the curvature torsion of crystal lattice of martensite crystals. Scalar density of chaotically located dislocations and forming the netlike substructure is $6.2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. The layer welded on HARDOX 450 steel has microhardness increasing by more than two-fold that of the base. Analysis of state diagrams of Fe–C, Fe–B, B–C systems and polythermal cross-sections in Fe–C–B system has shown that the rapid cooling of Fe_{23}C_6 – Fe_{23}B_6 alloys from liquid state would facilitate the formation of multiphase structural states. It is stated by the methods of transmission electron diffraction microscopy that the reasons for the high microhardness level of the surface layers are the following: formation of iron borides and crystals of ultrafine-dispersion (up to 100 nm) packet martensite with high level ($\sim 10^{11} \text{ cm}^{-2}$) of scalar density of dislocations; presence of nanodimensional particles of iron and boron carbides in the volume and on the boundaries of martensite crystals; high level of curvature torsion of crystal lattice of iron borides

and α -phase grains, caused by the internal stress fields along interphase (interface of iron boride crystals and α -phase grains) and intraphase boundaries (interface of iron borides and martensite crystals packet). Increase in boron concentration from 4.5 to 6.5 % is accompanied by the sufficient increase (by 1.2 – 1.5 times) in hardness of welded layer. It is caused by the increase of dimensions and relative content of iron boride regions by 1.5 – 2.0 times.

Keywords: welding, boron containing wire, structure, microhardness, phase composition.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-613-620

REFERENCES

- Gromov V.E., Kapralov E.V., Raikov S.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. Structure and properties of the wear-resistant coatings fused on steel with flux cored wires by an electric arc method. *Progress in Physics of Metals*. 2014, vol. 15, no. 4, pp. 213–234.
- Raikov S.V., Kapralov E.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Depth structure of wear resistant coating on steel obtained by electric arc method. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 2, pp. 121–126. (In Russ.).
- Raykov S.V., Kapralov E.V., Vaschuk E.S., etc. Structure of the surface layer of a wear-resistant coating after treatment with a high-intensity electron beam. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2015, vol. 9, no. 5, pp. 934–938.
- Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. Kumar C.S.S.R. ed. New York: Springer, 2014, 717 p.
- Barry Carter C., David B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
- Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy (An Introduction to TEM, SEM, and AEM)*. 2nd ed. Springer International Publishing Switzerland, 2016, 191 p.
- Diagrammy sostoyaniya dvoynkh metallicheskih sistem* [State diagrams of double metallic systems]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996 – 2000, vols. 1-3. (In Russ.).
- Villars P., Calevrt L.D. *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*. Vols. 1-3. Ohio: Metals Park, 1986, 3258 p.
- Rogl P.F., Vrestal J., Tanaka T., Takenouchi S. The B-rich side of the B–C phase diagram. *Calphad*. 2014, vol. 44, pp. 3–9.
- Khan Y., Wibbeke H. Formation of the τ -Phase in the Fe-B Alloys. *Z. Metallkd*. 1991, vol. 82, no. 9, pp. 703–705.
- Rogl P. The System B-N-Fe. In: *Phase Diagrams of Ternary Boron Nitride and Silicon Nitride Systems*. Rogl P., Schuster J.C. eds. ASM, Materials Park, OH, 1992, pp. 33–36.
- Zhang Y.D., Budnick J.I., Sanchez, Hines W.A., Yang D.P., Livingston J.D. NMR-studies in orthorhombic $\text{Fe}_3\text{B}_{1-x}\text{C}_x$ ($0.1 \leq x \leq 0.4$). *Journal of Applied Physics*. 1987, vol. 61, no. 8, pp. 4358–4360.
- Lentz J., Röttger A., Theisen W. Solidification and phase formation of alloys in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system. *Acta Materialia*. 2015, vol. 99, pp. 119–129.
- Borlera M.L., Pradelli G. On the System Fe-B-C. *La Metallurgia Italiana*. 1968, vol. 60, no. 3, pp. 140–146. (in Italian).
- Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L. *Struktura termicheski obrabotannoi stali* [Structure of heat treated steel]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 288 p. (In Russ.).
- Bernshtein M.L., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. *Otpusk stali* [Steel tempering]. Moscow: MISIS, 1997, 336 p. (In Russ.).
- Kurdyumov V.G., Utevskii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F., Kozlov E.V. Electron-microscopic analysis of martensitic phase of 38KhN3MFA steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1991, no. 8, pp. 38–41. (In Russ.).
- Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. *The Electron Microscopy of Thin Crystals*. Butterworths, 1965, 549 p. (Russ.ed.: Hirsh P., Howie R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968, 574 p.).
- Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Popova N.A., Konovalov S.V., Koneva N.A. *Strukturno-fazovye sostoyaniya i mekhanizmy uprochneniya deformirovannoi stali* [Structural phase states and hardening mechanisms of deformed steel]. Novokuznetsk: Poligrafist, 2016, 510 p. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V. Nature of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1982, vol. 25, no. 8, pp. 681–691. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Lychagin D.V. Long-range stress fields, curvature-torsion of the crystal lattice and stages of plastic deformation. Measurement methods and results. In: *Novye metody v fizike i mekhanike deformiruemogo tverdogo tela. Sb. trudov mezhdunarodnoi konferentsii* [New methods in physics and mechanics of a deformable solid. Proceedings of Int. Conf.]. Tomsk: TGU, 1990, pp. 83–93. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F. Dislocation substructure of martensitic phase crystals of structural steels subjected to various heat treatment modes. In: *Sb. trudov: Evolyutsiya dislokatsionnoi struktury, uprochnenie i razrushenie splavov* [Evolution of dislocation structure, hardening and destruction of alloys: Coll. of Sci. Papers]. Tomsk: TGU, 1992, pp. 52–59. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruktsionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Hardened structural steel: structure and hardening mechanisms]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010, 174 p. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported by grants of the RFBR of the Kemerovo Region as part of the research project No. 18-48-420001 p_a, and by the RFBR grants No. 19-08-00248, No. 18-32-00075 mol_a.

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, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (romanov_da@physics.sibsiu.ru)
A.A. Klopotov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Research Associate (klopotovaa@tsuab.ru)
Yu.A. Rubannikova, MA Student of the Chair of Science named after V.M. Finkel (rubannikova96@mail.ru)

Received February 25, 2019
 Revised March 11, 2019
 Accepted April 4, 2019