

PACS numbers: 06.60.Vz, 62.20.Qp, 68.37.Lp, 81.40.Pq, 81.40.Wx, 81.65.Lp, 83.50.Uv

## Структура и свойства износостойкой наплавки, модифицированной электронно-пучковой обработкой

В. Е. Кормышев\*, В. Е. Громов\*, Ю. Ф. Иванов<sup>†,‡</sup>, С. В. Коновалов<sup>\*,§</sup>

\**Сибирский государственный индустриальный университет,  
ул. Кирова, 42,  
654007 Новокузнецк, Россия*

†*Национальный исследовательский  
Томский политехнический университет,  
просп. Ленина, 30,  
634050 Томск, Россия*

‡*Институт сильноточной электроники СО РАН,  
просп. Академический, 2/3,  
634055 Томск, Россия*

§*Самарский национальный исследовательский университет  
имени академика С. П. Королева,  
Московское шоссе, 34,  
443086 Самара, Россия*

Методами современного физического материаловедения исследована структура, фазовый состав, дефектная субструктура и трибологические свойства покрытия, сформированного на низкоуглеродистой стали Хардокс 450 электродуговой наплавкой порошковой проволоки Fe–C–Nb–Cr–W и модифицированного последующим облучением высокоинтенсивными импульсными электронными пучками. В исходном состоянии сталь Хардокс 450 имела структуру сформировавшегося при низкотемпературном отпуске мартенсита пакетной морфологии. Наплавка приводит к формированию высокопрочного поверхностного слоя толщиной не менее 6 мм, микротвёрдость которого составляет  $\approx 10,5$  ГПа, что в 1,7 раза превышает микротвёрдость основы. Вдоль границы раздела наплавка–сталь формируется структура, размер зёрен которой изменяется в пределах 30–50 мкм. При удалении от границы раздела в объём стали размер зёрен снижается и на расстоянии 1,0–1,2 мм составляет 5–7 мкм. В объёме кристаллов мартенсита наблюдается дислокационная субструктура в виде многослойных сеток, скалярная плотность дислокаций которой  $\approx 1 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>. Основной упрочняющей фазой наплавленного слоя являются частицы карбида ниобия, размеры которых изменяются в пределах 0,2–1,5 мкм. В структуре переходного слоя выявлено образование частиц специ-

альных карбидов, а именно, карбидов хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), карбида сложного состава типа  $M_{23}\text{C}_6$  ( $(\text{Fe},\text{Cr})_{23}\text{C}_6$ ) и, весьма редко, карбида вольфрама состава  $\text{WC}$ . Частицы специальных карбидов располагаются в объеме и на границах кристаллов мартенсита, имеют округлую форму; размеры частиц изменяются в пределах от 30 нм до 50 нм. На поверхности наплавленного слоя в результате облучения интенсивным импульсным электронным пучком формируется структура ячеистого типа. Размеры ячеек изменяются в пределах от 20 мкм до 100 мкм. Ячейки разделены протяженными прослойками. Ячейки имеют субмикро- или нанокристаллическую структуру, характерные размеры элементов которой изменяются в пределах от 100 нм до 1 мкм. Электронно-пучковая обработка наплавленного слоя приводит к уменьшению размера зёрен до 1,5–2,0 мкм. Упрочняющими фазами наплавленного слоя являются  $\alpha$ -фаза (мартенсит), карбиды ниобия и железа состава  $\text{Fe}_3\text{C}$  и  $M_6\text{C}$  ( $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ). Установлено, что износостойкость наплавленного слоя после электронно-пучковой обработки возрастает более чем в 70 раз по отношению к износостойкости исходной стали; при этом коэффициент трения снижается в  $\approx 3$  раза.

Методами сучасного фізичного матеріалознавства досліджено структуру, фазовий стан, дефектну субструктуру і трибологічні властивості покриття, сформованого на низьковуглецевій криці Хардокс 450 електродуговим натопом порошкової проволоки  $\text{Fe-C-Nb-Cr-W}$  і модифікованого наступним опроміненням високоінтенсивними імпульсними електронними пучками. У вихідному стані криця Хардокс 450 мала структуру сформованого за низькотемпературного відпускання мартенситу пакетної морфології. Натоп приводить до формування високоміцного поверхневого шару товщиною не менше 6 мм, мікротвердість якого складає  $\approx 10,5$  ГПа, що в 1,7 рази перевищує мікротвердість основи. Вздовж межі поділу натопа-криця формується структура, розмір зерен якої змінюється в межах 30–50 мкм. При віддаленні від межі поділу в об'єм криці розмір зерен знижується й на віддалі у 1,0–1,2 мм складає 5–7 мкм. В об'ємі кристалів мартенситу спостерігається дислокаційна субструктура у вигляді багатшарових сіток, скалярна густина дислокацій якої  $\approx 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Основною зміцнювальною фазою натопленого шару являються частинки карбиду ніобію, розміри яких змінюються в межах 0,2–1,5 мкм. В структурі перехідного шару виявлено утворення частинок спеціальних карбідів, а саме, карбідів хрому ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$  і  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), карбиду складного складу типу  $M_{23}\text{C}_6$  ( $(\text{Fe},\text{Cr})_{23}\text{C}_6$ ) і, вельми нечасто, карбиду вольфраму складу  $\text{WC}$ . Частинки спеціальних карбідів розташовуються в об'ємі й на межах кристалів мартенситу, мають круглясту форму; розміри частинок змінюються в межах від 30 нм до 50 нм. На поверхні натопленого шару в результаті опромінення інтенсивним імпульсним електронним пучком формується структура коміркового типу. Розміри комірок змінюються в межах від 20 мкм до 100 мкм. Комірки розділено протяжними прошарками. Комірки мають субмікро- чи нанокристалічну структуру, характерні розміри елементів якої змінюються в межах від 100 нм до 1 мкм. Електронно-пучкове оброблення натопленого шару приводить до зменшення розміру зерен до 1,5–2,0 мкм. Зміцнювальними фазами натопленого шару являються  $\alpha$ -фаза (мартенсит), карбіди ніобію та заліза складу  $\text{Fe}_3\text{C}$  і  $M_6\text{C}$  ( $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ). Встано-

влено, що зносостійкість нагрітого шару після електронно-пучкового оброблення зростає більше аніж у 70 разів по відношенню до зносостійкості вихідної криці; при цьому коефіцієнт тертя знижується у  $\approx 3$  рази.

By the methods of modern physical materials science, the structure, phase composition, defect substructure, and tribological properties of the coating formed on low-carbon Hardox 450 steel by electric arc surfacing of powder Fe–C–Nb–Cr–W wire and modified by subsequent irradiation with high-intensity pulsed electron beams are studied. In the initial state, Hardox 450 steel has the structure of packet morphology martensite formed during low-temperature tempering. The surfacing results in the formation of high-strength layer with thickness of above 6 mm and with microhardness of  $\approx 10.5$  GPa that is 1.7 times higher than microhardness of the substrate. Along the surfacing–steel interface, the structure is formed, in which sizes of the grains vary within the range of 30–50  $\mu\text{m}$ . With distance from the interface to the steel bulk, the grain size decreases and amounts 5–7  $\mu\text{m}$  for the distance of 1.0–1.2 mm. In the bulk of martensite crystals, the dislocation substructure is observed in a form of multilayer nets with scalar dislocation density of  $\approx 1 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-1}$ . Niobium carbide particles, whose sizes vary as 0.2–1.5  $\mu\text{m}$ , constitute the main strengthening phase of the surfaced layer. In the transition-layer structure, the formation of special carbide particles is revealed, namely, chromium carbides ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$  and  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), carbide of complex composition  $M_{23}\text{C}_6$  ( $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ ) and, rather rarely, WC tungsten carbide. The particles of special carbides are located in the bulk and at the boundaries of martensite crystals, and they have a round shape; the particle sizes vary within the range of 30–50 nm. The cellular type structure is formed on the surface of the surfaced layer as a result of irradiation by intensive pulsed electron beam. The sizes of cells vary within the range of 20–100  $\mu\text{m}$ . The extended interlayers separate the cells. The cells have submicro- or nanocrystalline structure, the characteristic sizes of which vary within the range from 100 nm to 1  $\mu\text{m}$ . Electron-beam treatment of the surfaced layer results in decrease in grain sizes to 1.5–2.0  $\mu\text{m}$ . The strengthening phases of the surfacing layer are  $\alpha$ -phase (martensite), niobium carbides, iron carbides of the  $\text{Fe}_3\text{C}$  and  $M_6\text{C}$  ( $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ) compositions. It is established that wear resistance of the surfaced layer is increased by more than 70 times after the electron-beam treatment as compared with that for the initial steel, while the friction coefficient is decreased by  $\approx 3$  times.

**Ключевые слова:** структура, фазовый состав, наплавка, износостойкость, электронно-пучковая обработка, микротвёрдость.

**Ключові слова:** структура, фазовий склад, нагріт, зносостійкість, електронно-пучкове оброблення, мікротвердість.

**Keywords:** structure, phase composition, surfacing, wear resistance, electron beam treatment, microhardness.

*(Получено 14 марта 2017 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Большое количество деталей машин и механизмов выходит из строя в процессе эксплуатации по причине истирания, ударных нагрузок, эрозии и т.д. Современная техника располагает различными методами восстановления и упрочнения деталей для повышения срока их службы. Наиболее перспективными методами упрочнения и восстановления, позволяющими радикально улучшить свойства поверхностей, является наплавка. Кроме того, упрочнение методами наплавки оказывается экономически эффективным, поскольку ресурс работы деталей преимущественно определяется долговечностью покрытий, которая зависит от способа нанесения, качества и состава покрытия [1–4].

Практически все процессы износа, коррозии, роста усталостных трещин и т.п., приводящие к отказам изделий, начинаются с поверхности и определяются свойствами относительно тонкого поверхностного слоя. Наплавка является одним из основных методов создания покрытий с целью получения специальных свойств на поверхности изделий, а также восстановления изношенных деталей машин [5–14]. Это позволяет решать одну из важнейших задач — обеспечение оптимального соотношения свойств поверхности и объёма материала. В данном случае отпадает необходимость использования объёмно-легированных материалов и появляется возможность в известной степени решить кардинальную задачу машиностроения — повышение надёжности и долговечности деталей в условиях эксплуатации.

В последние годы получили развитие научные исследования и практические разработки в области наплавки композиционных покрытий, упрочнённых частицами карбидов, боридов и других высокотвёрдых и высокомодульных фаз. Такие покрытия эффективно работают в условиях сильного абразивного износа и применяются в различных областях промышленности [15–28].

В последнее время для модифицирования поверхности изделий и конструкций с целью получения износостойких покрытий используется комбинированная обработка, включающая облучение электронными пучками. Применение электронных пучков в технологических процессах для поверхностной термической обработки металлов и сплавов позволяет, вследствие высокой концентрации энергии и малой длительности воздействия (десятки-сотни микросекунд), сравнительно просто получать сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения поверхностного слоя, недостижимые при традиционных технологиях. Глубина обработки достаточно просто регулируется путём изменения энергии электронов. Протекающие при этом фазовые и структурные превращения вызывают значительные изменения механических, триболо-

гических, физико-химических и многих других свойств модифицированного слоя [19–22].

При взаимодействии интенсивного импульсного электронного пучка с веществом имеют место (1) сверхбыстрое нагревание мишени, сопровождающееся плавлением и испарением поверхностного слоя материала и десорбцией газа с поверхности материала; (2) перемешивание поверхностного слоя материала вследствие гидродинамических процессов и образование рельефа на поверхности в расплавленном слое; (3) ионизация десорбированных газов и паров материала мишени с формированием плазмы и ионных потоков; (4) сверхбыстрое охлаждение поверхности, способствующее изменению элементного и фазового состава, дефектной субструктуры, прочностных, усталостных, коррозионных и других свойств поверхностного слоя материала [12, 23]. Следует ожидать, что использование электронных пучков (импульсные низкоэнергетические, высокоинтенсивные плотные электронные пучки) приведет к дальнейшему развитию комбинированных технологий упрочнения металлов и сплавов и позволит достигать эффектов, которые не могут быть реализованы с использованием альтернативных методов.

Источники импульсных высокоэнергетических электронных пучков представляют значительный интерес, прежде всего, в связи с перспективностью их использования для поверхностной обработки материалов различного назначения, повышения износостойкости режущего инструмента, увеличения усталостной прочности лопаток турбин и компрессоров, повышения коррозионной стойкости металлических материалов, увеличения электрической прочности вакуумной изоляции и др., и нуждаются в дальнейшем изучении и технологическом совершенствовании [24–29].

Целью настоящей работы является сравнительный анализ структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и выявления природы высоких физико-механических свойств покрытия, наплавленного на износостойкую сталь электродуговым способом порошковой Fe–C–Nb–Cr–W проволокой и модифицированного последующей электронно-пучковой обработкой.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала основы использовали сталь марки Хардокс 450 (табл. 1). Она характеризуется низким содержанием легирующих элементов, вследствие чего хорошо сваривается и обрабатывается. Благодаря специальной системе закалки листов, суть которой заключается в быстром охлаждении прокатанного листа без последующего отпуска, достигается мелкозернистая структура стали и ее высокая твердость. Благодаря этому сталь эффек-

**ТАБЛИЦА 1.** Химический состав стали Хардокс и порошковой проволоки (вес. %).<sup>1</sup>

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	P	S	Nb	W
Сталь										
0,20	0,70	1,60	0,25	0,25	0,25	0,004	0,03	0,01	0,0	0,0
Проволока										
1,3	1,1	0,9	7,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	8,5	1,4

тивно противостоит большинству видов износа. Наплавку упрочняющего слоя осуществляли методом MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas — дуговая сварка плавящимся металлическим электродом с автоматической подачей присадочной проволоки) в среде газа (Ar — 98%, CO<sub>2</sub> — 2%) при сварочном токе 250–300 А и напряжении 30–35 В. В качестве наплавляемого электрода использовали порошковую проволоку, химический состав которой приведён в табл. 1.

Модифицирование наплавленного слоя осуществляли, облучая поверхность высокоинтенсивным электронным пучком на установке «СОЛО» [30] в режиме плавления и высокоскоростной кристаллизации в два этапа: параметры пучка электронов на первом этапе — плотность энергии пучка электронов в импульсе  $E_s = 30$  Дж/см<sup>2</sup>; длительность импульсов  $\tau = 200$  мкс; количество импульсов  $N = 20$ ; на втором этапе  $E_s = 30$  Дж/см<sup>2</sup>;  $\tau = 50$  мкс;  $N = 1$ . Режимы облучения были выбраны исходя из результатов расчета температурного поля, формирующегося в поверхностном слое материала при облучении в одноимпульсном режиме [31]. Трибологические испытания модифицированной поверхности осуществляли на трибометре ‘CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142’, CSEM Instruments; контртело — шарик диаметром 2 мм из твердого сплава ВК6, скорость износа оценивали по площади поперечного сечения трека износа, используя 3D-профилометр MICRO MEASURE 3D station фирмы STIL. Структуру объема модифицированного слоя анализировали методом поперечного шлифа, для чего образцы разрезали на две части перпендикулярно поверхности модифицирования. Травление предварительно полированной поверхности осуществляли плазмой газового разряда высокого давления на установке «КВИНТА» (ИСЭ СО РАН). Дефектную структуру материала изучали методами оптической (микроскоп «Микровизор металлографический  $\mu$ Vizo—MET-221»), сканирующей (сканирующий электронный микроскоп ‘SEM-515 Philips’) и просвечивающей дифракционной (приборы ЭМ-125 и FET Tecnai 2062 TWIN) электронной микроскопии [32–35]. Элементный состав поверхностно-

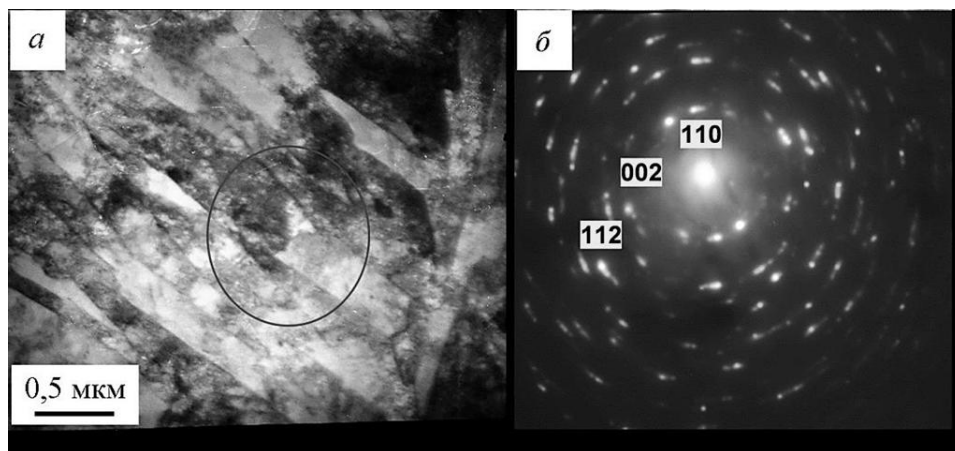
го слоя определяли методами микрорентгеноспектрального анализа (микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой к электронному сканирующему микроскопу SEM-515 'Philips'). Анализ фазового состава поверхностного слоя выполняли методами дифракции рентгеновских лучей (дифрактометр XRD-7000s, Shimadzu, Япония) [36, 37].

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

#### 3.1. Структурно-фазовые состояния стали Хардокс 450 в исходном состоянии

Исследования стали, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили поликристаллическую (зёрненную) структуру. В большинстве (85–90%) анализируемых случаев в объёме зёрен обнаружено присутствие кристаллов пластинчатой (реечной) морфологии. В сравнительно небольшом количестве исследуемой стали присутствует структура субзёрненного типа. Основной фазой исследуемой стали является  $\alpha$ -фаза (твёрдый раствор на основе ОЦК-кристаллической решётки железа) (рис. 1).

В объёме пластин присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций или в виде многослойных сеток. Скалярная плотность хаотически распределённых дислокаций составляет  $(1-2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , а в областях с сетчатой суб-



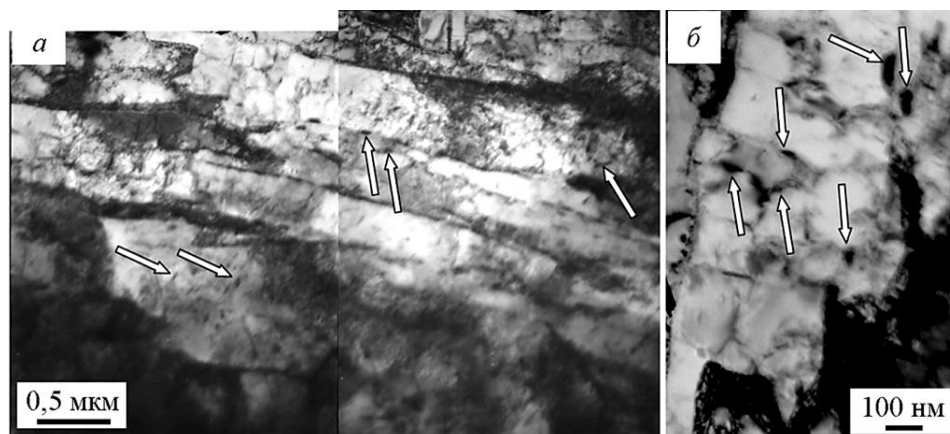
**Рис. 1.** Электронно-микроскопическое изображение структуры  $\alpha$ -фазы: *a* — светлое поле, *б* — микроэлектронограмма к *a*, полученная с участка фольги, выделенного окружностью на *a*. На микроэлектронограмме указаны рефлексы  $\alpha$ -фазы.<sup>2</sup>

структурой —  $(3-5) \cdot 10^{10} \text{ см}^2$ . Отметим, что в кристаллах мартенсита закаленной стали скалярная плотность дислокаций составляет  $\approx 10^{11} \text{ см}^{-2}$  [38–40]. Кристаллы  $\alpha$ -фазы фрагментированы, т.е. разбиты на слабоориентированные объёмы.

В объеме пластин  $\alpha$ -фазы, на границах пластин и субзёрен (рис. 2), а также на границах зёрен выявляются частицы второй фазы. Индицирование микроэлектронограмм, полученных с таких участков материала, показало, что данные частицы являются карбидом железа состава  $\text{Fe}_3\text{C}$  (возможно,  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ ). Частицы карбидной фазы, расположенные на границах пластин, субзёрен и зёрен, имеют глобулярную форму; частицы, расположенные в объеме пластин  $\alpha$ -фазы, имеют игольчатую форму.

Совокупность полученных методами дифракционной электронной микроскопии результатов позволяет заключить, что исследуемая сталь Хардокс 450 в исходном состоянии (состоянии перед формированием наплавленного слоя) прошла закалку, в результате которой была сформирована мартенситная структура, относящаяся по морфологическому признаку к структуре пакетного (реечного) мартенсита [40–42].

Присутствие в кристаллах мартенсита частиц карбидной фазы свидетельствует о последующем за  $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситным превращением низкотемпературном отпуске закалённой стали [38, 39] или «самоотпуске» стали, протекающем в процессе её закаливания [5, 6, 13–16]. Следует также иметь в виду, что формирование наплавленного электродуговым методом слоя на поверхности стали сопровождается слабо контролируемым нагревом материала. Это также будет приводить к протеканию процесса отпуска закалён-



**Рис. 2.** Электронно-микроскопическое изображение частиц второй фазы, расположенных на границах пластин (а) и границах фрагментов (б)  $\alpha$ -фазы (частицы указаны стрелками).<sup>3</sup>



ного состояния.

### 3.2. Структурно-фазовое состояние и свойства слоя, наплавленного на сталь Хардокс 450 порошковой Fe–C–Nb–Cr–W-проволокой

В результате формирования наплавки образуется высокопрочный поверхностный слой толщиной не менее 6 мм, средняя величина микротвёрдости которого составляет 10,2 ГПа. При большем удалении от поверхности наплавленного слоя микротвёрдость материала быстро падает, выходя на уровень  $\approx 6$  ГПа (рис. 3).

Очевидно, что высокие значения микротвёрдости наплавленного слоя обусловлены его фазовым составом и дефектной субструктурой. Фазовый состав наплавленного слоя будет определяться его элементарным составом (табл. 2).

Обращает на себя внимание некоторое количественное расхождение элементарного состава наплавочной проволоки и сформированного слоя. Во-первых, высокая концентрация атомов углерода в наплавленном слое; во-вторых, присутствие в сформированном слое элементов (кислород, титан), не заявленных в составе наплавочной проволоки и, в-третьих, значительное различие в концентрации ниобия, вольфрама и хрома в сформированном слое и в наплавочной проволоке.

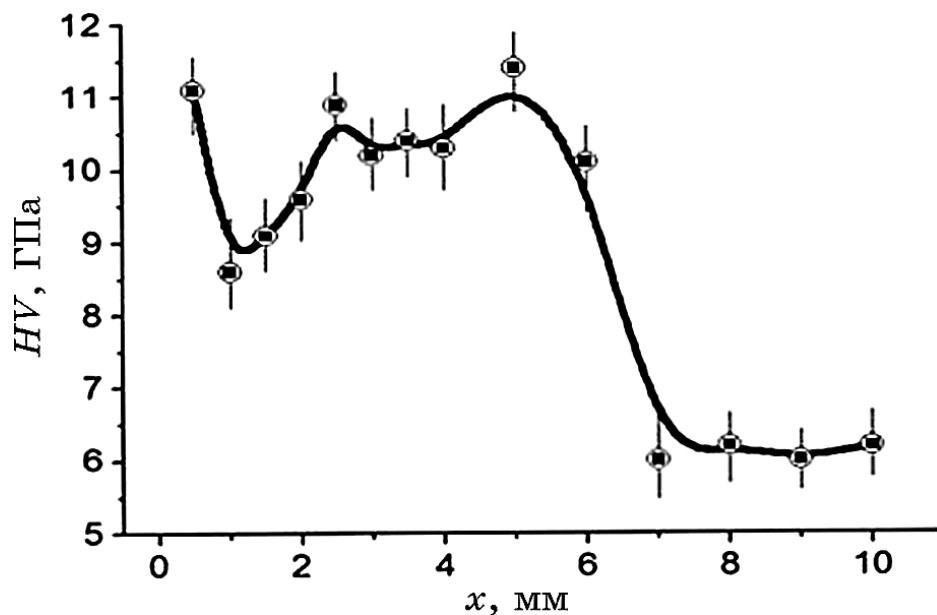


Рис. 3. Профиль микротвёрдости системы «наплавленный слой (наплавочная проволока (Fe–C–Cr–Nb–W)/(сталь Хардокс 450))–подложка».<sup>4</sup>

**ТАБЛИЦА 2.** Элементный состав поверхностного слоя наплавки, сформированной на стали наплавочной проволокой (Fe–C–Nb–Cr–W) (усреднение по 10 участкам) (вес. %).<sup>5</sup>

C	Si	W	Nb	Cr	Mn	Ti	O	Fe, вес. %
Наплавленный слой								
7,1	0,7	0,6	0,3	3,8	1,3	2,8	3,1	остальное
Наплавочная проволока								
1,3	1,1	1,4	8,5	7,0	0,9	0,0	0,0	остальное

Можно предположить, что присутствие кислорода и большое количество атомов углерода в наплавленном слое обусловлено особенностями режима формирования наплавки. Пониженное значение легирующих элементов в наплавленном слое может быть обусловлено их неоднородным распределением по толщине модифицируемого материала.

Как правило, при формировании поверхностно модифицированных слоев и покрытий особое внимание уделяется состоянию границы раздела наплавляемого слоя и подложки.

Характерное изображение структуры объема материала, содержащего границу раздела системы «наплавка/сталь», представлено на рис. 4, *в*, *г*. Анализируя представленные на данном рисунке результаты, в первую очередь отметим отсутствие на границе раздела микропор и микротрещин, которые могли бы ослабить материал и привести его к преждевременному разрушению. Вторым интересным фактом является формирование в объеме стали, прилегающем к наплавке, включений второй фазы (на рис. 4, *в* включения указаны светлыми стрелками). Данный факт указывает на легирование зоны контакта наплавки и стали элементами наплавляемого электрода.

Вдоль границы раздела наплавка/сталь формируется структура, размер зерен которой изменяется в пределах 30–50 мкм. При удалении от границы раздела в объем стали размер зерен снижается и на расстоянии 1,0–1,2 мм составляет 5–7 мкм.

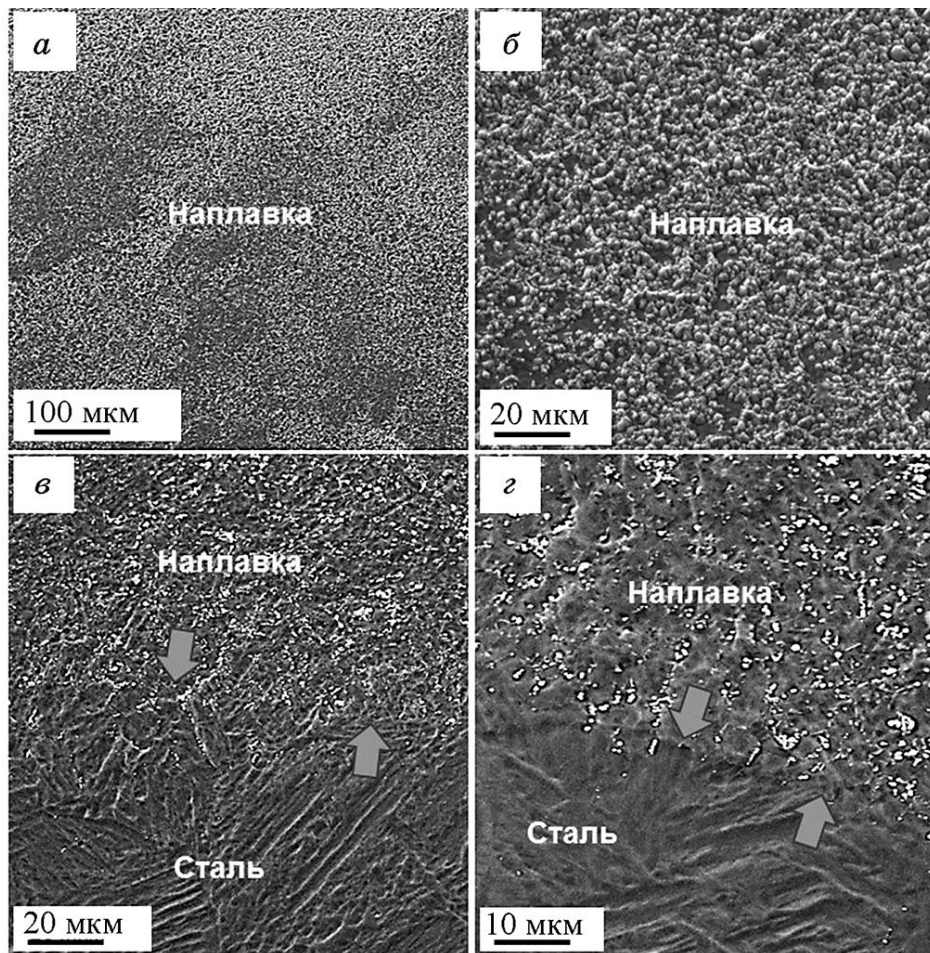
В объеме кристаллов мартенсита наблюдается дислокационная субструктура в виде многослойных сеток, скалярная плотность дислокаций которой  $\approx 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

Микродифракционный анализ областей стали с мартенситной структурой и последующее индицирование микроэлектронограмм позволило выявить в наплавленном слое присутствие остаточного аустенита, располагающегося по границам кристаллов мартенсита.

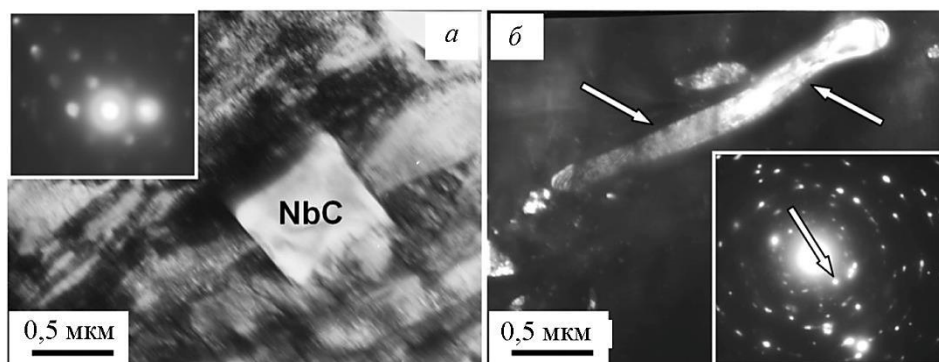
Высокие прочностные свойства наплавленного слоя обусловлены, с одной стороны, формированием закалочной структуры

(мартенсит), а с другой, образованием включений второй фазы. Основной упрочняющей фазой наплавленного слоя являются частицы карбида ниобия, размеры которых измеряются в пределах 0,2–1,5 мкм.

Форма частиц карбида ниобия весьма разнообразна и определяется местом расположения частиц. В объёме зёрен частицы карбида ниобия имеют преимущественно ограниченную форму (рис. 5, а), вдоль границ частицы формируют протяжённые прослойки



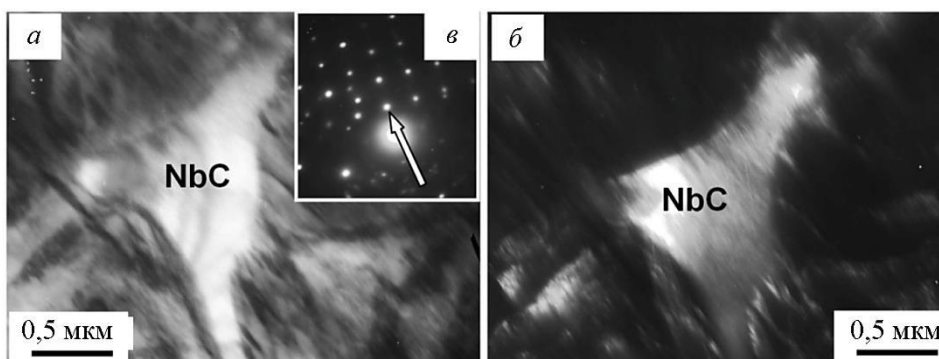
**Рис. 4.** Структура травлёного поперечного шлифа слоя, сформированного на поверхности стали: а, б — структура наплавленного слоя; в, г — слой, расположенный у границы раздела наплавка–сталь (граница раздела указана стрелками). На рисунке в стрелками указаны включения второй фазы, расположенные в структуре приграничного слоя стали. Использована сканирующая электронная микроскопия.<sup>6</sup>



**Рис. 5.** Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавки с карбидами ниобия различной формы: *а* — светлое поле, *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе [002] NbC (рефлекс указан стрелкой на микроэлектроннограмме). На рисунке *б* стрелками указан карбид ниобия.<sup>7</sup>

(рис. 5, *б*), а в стыках границ зёрен принимают форму тройного растянутого узла (рис. 6). В отдельных случаях на микроэлектроннограммах выявляются рефлексы, принадлежащие карбидам хрома и вольфрама.

Структура переходной зоны, разделяющей объем стали и наплавленный слой, по морфологическим признакам близка к структуре исходной стали. В кристаллах мартенсита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, дислокационных клубков и сеток. Скалярная плотность дислокаций, усредненная с учетом выявленных типов дислокационной субструктуры, составляет  $6,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В стали в

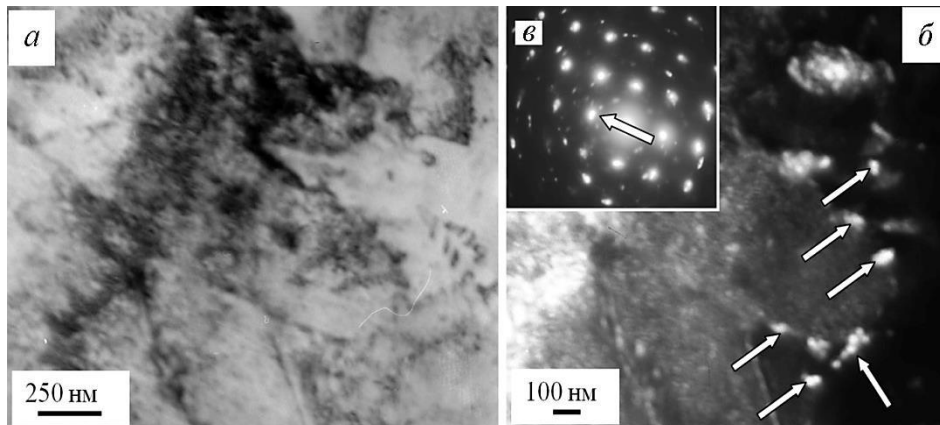


**Рис. 6.** Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавки в стыках границ зёрен; *а* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе [002] NbC (рефлекс указан на *в* стрелкой); *в* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле.<sup>8</sup>

закалённом состоянии в кристаллах мартенсита, как правило, выявляется дислокационная субструктура в виде дислокационных сеток с весьма высокой скалярной плотностью дислокаций, превышающей  $\approx 10^{11} \cdot \text{см}^{-2}$  [40, 41]. Следовательно, наблюдающаяся в переходном слое структура относится к мартенситу отпуска.

Вторым структурным составляющим стали является субзёрная структура. В объёме субзёрен присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций составляет величину  $(1-2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . По границам субзёрен и в объёме субзёрен обнаруживаются включения карбидной фазы (карбид железа,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Частицы имеют округлую форму. Размеры частиц, расположенных в объёме субзёрен, изменяются в пределах от 15 нм до 30 нм. Размеры частиц, расположенных по границам субзёрен, изменяются в пределах 250–300 нм. Частицы карбида железа (цементита) выявлены методами тёмнопольного анализа также на границах и в объёме кристаллов мартенсита переходного слоя.

В структуре переходного слоя выявлено образование частиц специальных карбидов, а именно, карбидов хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), карбида сложного состава типа  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ( $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ ) и, весьма редко, карбида вольфрама состава  $\text{WC}$ . Частицы специальных карбидов располагаются в объёме и на границах кристаллов мартенсита, имеют округлую форму; размеры частиц изменяются в пределах от 30 нм до 50 нм.



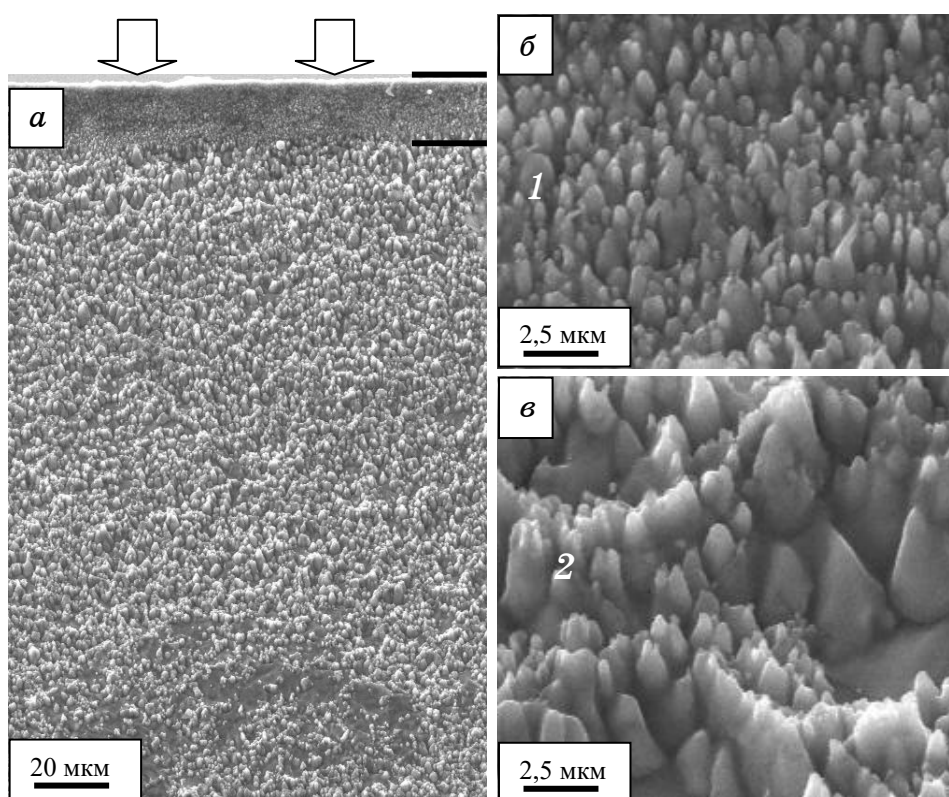
**Рис. 7.** Электронно-микроскопическое изображение структуры переходного (наплавка–сталь) слоя с частицами карбида хрома; *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в близко расположенных рефлексах  $[121]\text{Cr}_3\text{C}_2 + [110]\alpha\text{-Fe}$  (рефлексы указаны на *в* стрелкой); *в* — микроэлектроннограмма, стрелкой указаны рефлексы, в которых получено тёмное поле; на *б* стрелками указаны частицы карбидной фазы.<sup>9</sup>

На рисунке 7 приведено электронно-микроскопическое изображение структуры переходного слоя, демонстрирующее присутствие в стали частиц карбида хрома состава  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ .

В отдельных случаях в переходном слое вдоль границ зёрен и кристаллов мартенсита выявляются протяженные прослойки карбида ниобия, подобно прослойкам карбидной фазы, выявленным в объёме наплавленного слоя (рис. 5, б).

### 3.3. Структурно-фазовое состояние и свойства обработанного импульсным электронным пучком слоя, наплавленного проволокой Fe–C–Cr–Nb–W

Модифицированный слой отличается от основного объёма на-



**Рис. 8.** Структура наплавленного слоя. Поперечный травленный шлиф. Стрелками на *a* указана поверхность облучения наплавленного слоя импульсным интенсивным электронным пучком. Цифрами обозначен слой, модифицированный электронным пучком (1) и основной объём наплавки (2). Использована сканирующая электронная микроскопия.<sup>10</sup>

плавленого материала степенью дисперсности структуры, выявленной при ионном травлении поперечного шлифа. Размеры элементов травления (очевидно, тугоплавкие соединения, обладающие сравнительно низким уровнем травления ионным пучком) изменяются в пределах от 150 нм до 750 нм (рис. 8, б). В объеме наплавленного слоя, не подвергавшемся облучению электронным пучком, размеры вытравленных элементов структуры достигают 1,5 мкм (рис. 8, в).

Следует отметить, что электронно-пучковая обработка наплавленного слоя не приводит к формированию микротрещин вдоль границы раздела модифицированного слоя и основного объема наплавки.

Результаты количественного анализа элементного состава модифицированного электронным пучком наплавленного слоя, приведены в табл. 3.

Анализируя результаты, приведенные в табл. 3, можно обнаружить существенное расхождение элементного состава наплавочного электрода и сформированного при наплавке слоя. А именно, существенно завышенные значения концентрации углерода и кислорода, низкие значения концентрации ниобия и хрома в наплавленном слое, облученном электронным пучком, по отношению к наплавочному электроду.

Сопоставляя результаты, представленные в табл. 2 и 3, отметим, что количественное расхождение элементного состава наплавочной проволоки и сформированного слоя фиксируется уже перед его облучением электронным пучком; а именно, в наплавленном слое выявляется высокая концентрация атомов углерода, кислорода и титана, существенно низкая концентрация атомов ниобия, вольфрама и хрома. Можно предположить, что присутствие атомов кислорода и высокая концентрация углерода в наплавленном слое обусловлено особенностями режима формирования наплавки.

Пониженное значение легирующих элементов (ниобия, вольфрама и хрома) в наплавленном слое может быть обусловлено их

**ТАБЛИЦА 3.** Элементный состав поверхностного слоя наплавки, сформированной наплавочным электродом (Fe-C-Cr-Nb-W) и подвергнутой ЭПО (усреднение по 10 участкам).<sup>11</sup>

C	Si	W	Nb	Cr	Mn	Ti	O	Fe, вес. %
Элементный состав электрода (Fe-C-Cr-Nb-W)								
1,3	1,1	1,4	8,5	7,0	0,9	0,0	0,0	остальное
Наплавленный слой, модифицированный электронным пучком								
10,1	0,5	2,1	0,5	3,5	0,9	2,9	3,6	остальное

неоднородным распределением по толщине модифицируемого материала.

Основными фазами исследуемого поверхностного слоя наплавки являются  $\alpha$ -Fe (твёрдый раствор на основе ОЦК-кристаллической решётки железа) и карбид ниобия состава NbC. Обращает на себя внимание сравнительно малый параметр кристаллической решётки карбида ниобия.

В справочной литературе указано, что карбид ниобия состава NbC имеет параметр кристаллической решетки, изменяющийся в пределах от 0,4429 нм до 0,4471 нм [43–45]. В ряде работ отмечается, что параметр кристаллической решётки карбида ниобия существенным образом зависит от соотношения C/Nb и увеличивается с увеличением последнего, т.е. увеличением относительно содержания атомов углерода в кристаллической решётке карбидной фазы [44–46]. Зависимость параметра кристаллической решётки карбида ниобия от параметра  $y = C/Nb$  может быть аппроксимирована полиномом второй степени  $a(y) = a_0 + a_1y + a_2y^2$ . Здесь  $a_0 = 0,41004$  нм;  $a_1 = 0,07037$  нм;  $a_2 = -0,03367$  нм. Используя данное выражение, можно определить, что при параметре кристаллической решётки карбида ниобия, равном  $a = 0,43691$  нм,  $y = C/Nb \approx 0,51$ .

Экспериментально наблюдаемый эффект уменьшения параметра кристаллической решётки карбида ниобия в работах [20, 24] связывают с появлением в кристаллической решётке карбида структурных вакансий. В стехиометрическом карбиде  $MC_{1,00}$  каждый атом металла образует локализованные связи  $M-C$  с шестью ближайшими атомами углерода и частично делокализованные связи  $M-M$  с двенадцатью атомами металла. В нестехиометрическом карбиде  $MC_y$  наличие вакансий в первой координационной сфере атома металла приводит к его статическим смещениям из-за асимметрии общего воздействия ближайших соседей. Атомы, окружающие ближайший вакантный узел, должны сближаться, что будет сопровождаться уменьшением периода кристаллической решетки.

Таким образом, наблюдаемая нами на эксперименте (табл. 4)

**ТАБЛИЦА 4.** Результаты рентгенофазового анализа наплавленного слоя, подвергнутого обработке интенсивным импульсным электронным пучком.<sup>12</sup>

Обнаруженные фазы	Содержание фаз, масс. %	Параметры решетки, нм	Размер области когерентного рассеяния, нм	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
$\alpha$ -Fe	46,9	$a = 0,28553$	61,8	2,36
NbC	53,1	$a = 0,43691$	12,7	6,47

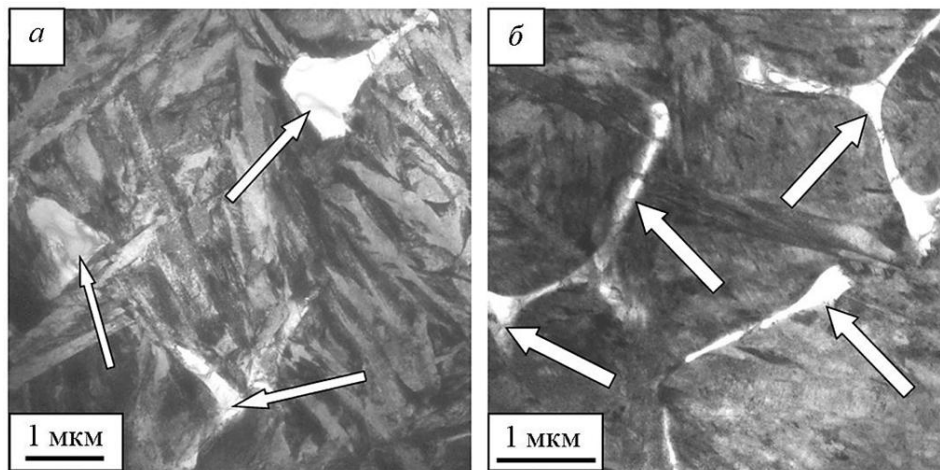


сравнительно малая величина параметра кристаллической решётки карбида ниобия может быть обусловлена высоким уровнем концентрации вакантных междоузлий, имеющих меньший линейный размер по сравнению с заполненными междоузлиями.

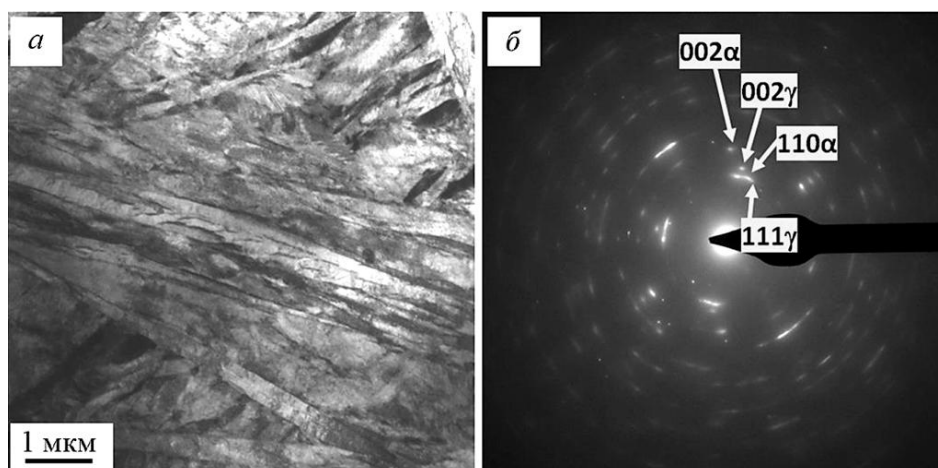
На поверхности наплавленного слоя в результате облучения интенсивным импульсным электронным пучком формируется структура ячеистого типа. Размеры ячеек изменяются в пределах от 20 мкм до 100 мкм. Ячейки разделены протяженными прослойками. Ячейки имеют субмикро- и нанокристаллическую структуру, характерные размеры элементов которой изменяются в пределах от 100 нм до 1 мкм.

$\alpha$ -фаза имеет пластинчатую структуру и сформировалась в результате мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (см. также [47–49]). Включения второй фазы (на рис. 9, включения указаны стрелками) расположены преимущественно по границам зёрен в виде протяженных прослоек, толщина которых изменяется в пределах (100–150) нм. Включения второй фазы, расположенные в стыках зерен, имеют форму растянутого тройного узла; размеры таких включений достигают 1 мкм. Полагая, что включения второй фазы оконтуривают зёрна, можно оценить размер зерна. Выполненные таким образом оценки приводят к значениям (1,5–2,0) мкм. Следовательно, облучение наплавленного слоя интенсивным электронным пучком приводит к формированию в поверхностном слое наплавки еще более мелкозернистого материала.

Мартенситное превращение исследуемого слоя наплавленного металла не приводит к полному мартенситному  $\gamma \rightarrow \alpha$  превраще-



**Рис. 9.** Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя с включениями второй фазы (указаны стрелками).<sup>13</sup>



**Рис. 10.** Электронно-микроскопическое изображение мартенситно-аустенитной структуры наплавленного слоя, облученного интенсивным импульсным электронным пучком: *a* — светлое поле, *б* — микроэлектроннограмма; стрелками на рисунке *б* указаны рефлексы  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз.<sup>14</sup>

нию. Индексирование микроэлектроннограмм, полученных с кристаллов мартенсита, выявило присутствие рефлексов не только  $\alpha$ -фазы (твёрдый раствор на основе ОЦК-кристаллической решётки железа), но и  $\gamma$ -фазы (рис. 10).

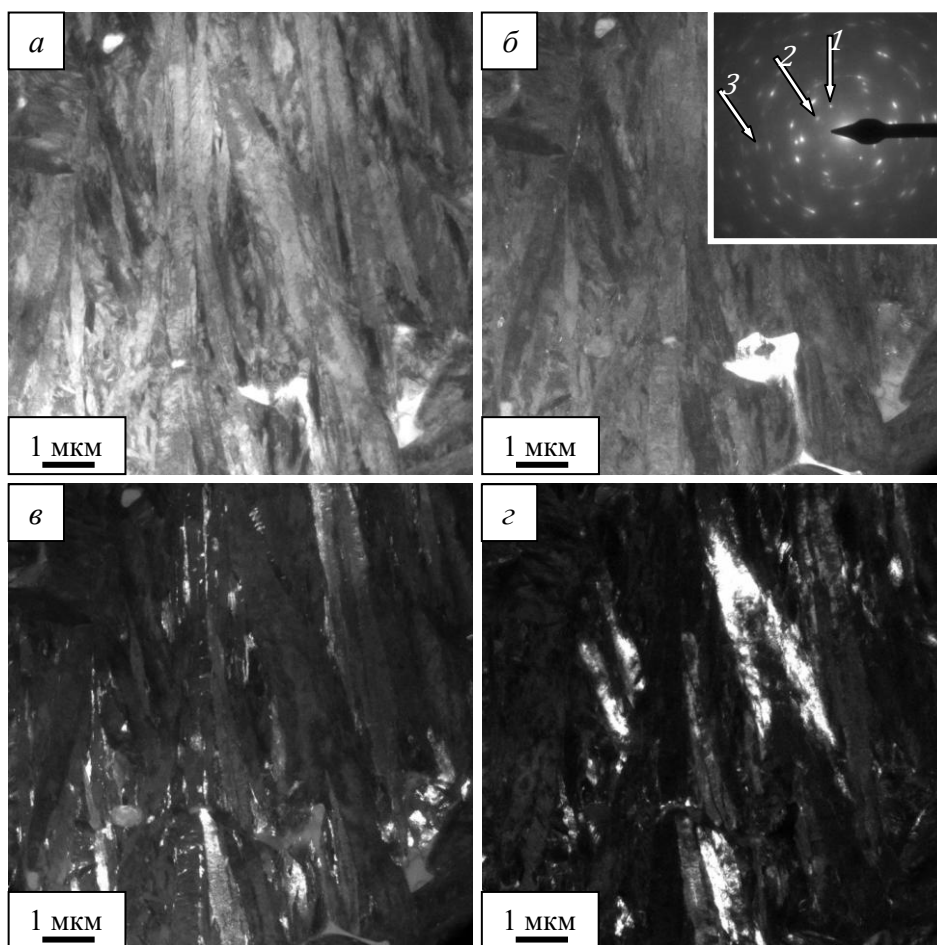
Фазовый анализ наплавленного слоя показал, что включения второй фазы, расположенные по границам зерен в виде прослоек, являются карбидом состава  $M_6C$  ( $Fe_3W_3C$ ) (рис. 11, б). В объёме и вдоль границ кристаллов мартенсита обнаружены частицы карбида железа состава  $Fe_3C$  (возможно,  $M_3C$ ) (рис. 11, в).

Структура поверхностного слоя наплавки, облученной интенсивным импульсным электронным пучком, характеризуется присутствием включений ограниченной формы, расположенных хаотически в объёме зёрен. Размеры таких включений достигают 2 мкм.

Индексирование микроэлектроннограмм, полученных с таких включений, свидетельствует о том, что они являются карбидом ниобия состава  $NbC$ .

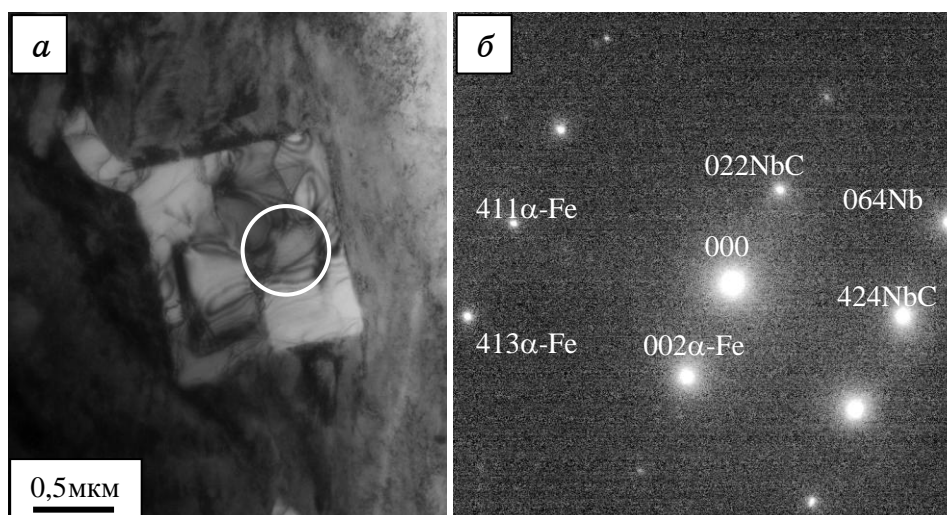
На глубине 5 мм от поверхности облучения, основным типом включений являются образования карбидов ниобия ограниченной формы (рис. 12).

На электронно-микроскопических изображениях частиц карбидной фазы исследуемого наплавленного слоя практически всегда обнаруживаются изгибные экстинкционные контуры. Количество контуров, их форма и размеры практически не зависят от места расположения таких частиц — в модифицированном слое, или на расстоянии  $\approx 5$  мм от поверхности модифицирования.



**Рис. 11.** Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя, который содержит карбиды; *a* — светлое поле; *б-г* — тёмные поля, полученные в рефлексах  $[511] M_6C$  (*б*),  $[110] \alpha\text{-Fe} + [102] Fe_3C$  (*в*),  $[024] \alpha\text{-Fe}$  (*г*). На микроэлектронограмме (вставка на *б*) указаны рефлексы, в которых были получены тёмнопольные изображения 1 (*б*), 2 (*в*), 3 (*г*).<sup>15</sup>

Наличие на электронно-микроскопических изображениях частиц изгибных экстинкционных контуров однозначно свидетельствует о формировании в них упругих полей напряжений [29, 31, 42]. Концентраторами полей напряжений являются границы раздела частица/матрица. Можно предположить, что основной причиной формирования данных полей напряжений является несоответствие коэффициентов термического расширения кристаллической решетки карбидной фазы и  $\alpha$ -фазы, т.е. выявленные поля напряжений следует отнести к термоупругим.



**Рис. 12.** Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя, расположенного на расстоянии  $\approx 5$  мм от поверхности модифицирования и содержащего карбиды ниобия; *a* — светлое поле; *b* — микроэлектроннограмма к рисунку *a*; на микроэлектроннограмме указаны рефлексы  $\alpha$ -фазы и карбида ниобия.<sup>16</sup>

Отметим, что наличие в частицах карбидной фазы нерелаксированных упругих полей напряжений может привести к снижению усталостной долговечно наплавленного слоя вследствие формирования трещин на границе раздела частица/матрица с последующим разрушением изделия в целом. Данный факт был выявлен при исследовании структуры и усталостной долговечности аустенитной стали 12X18H10T, облученной интенсивным импульсным электронным пучком [46].

Формирование наплавленного слоя приводит к увеличению износостойкости стали. Выполненные испытания выявили увеличение износостойкости наплавленного слоя, модифицированного интенсивным импульсным электронным пучком, более чем в 70 раз по отношению к износостойкости образцов исходной стали.

Анализ износостойкости материала позволяет проследить за изменением коэффициента трения в процессе испытаний.

Обращает на себя внимание двухстадийность его изменения (рис. 13).

На первой стадии величина коэффициента трения составляет  $\approx 0,17$ , на второй стадии  $\approx 0,5$ . Коэффициент трения стали без наплавки  $\approx 0,26$ . Анализируя изменение коэффициента трения при трибологических испытаниях (рис. 13), можно заключить, что модифицирование наплавленного слоя интенсивным им-

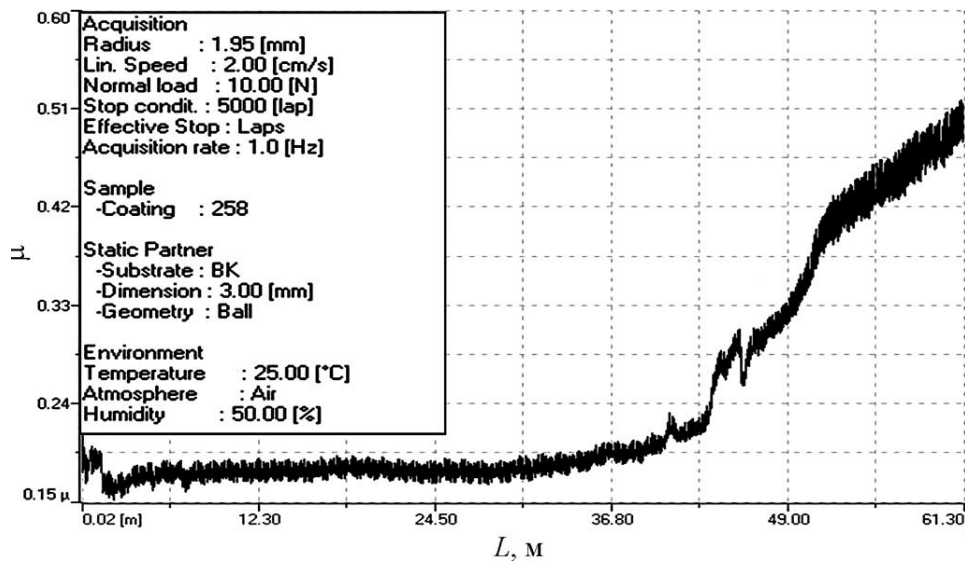


Рис. 13. Зависимость коэффициента трения  $\mu$  от длины трека  $L$  трибологических испытаний. На вставке приведены условия проведения трибологических испытаний.<sup>17</sup>

пульсным электронным пучком приводит к существенному (в  $\approx 3$  раза) снижению коэффициента трения наплавленного слоя.

#### 4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обобщая представленные результаты исследований элементного и фазового состава, дефектной субструктуры и механических свойств наплавленного слоя, сформированного на стали Хардокс 450 наплавочной проволокой марки Fe-C-Nb-Cr-W, отметим следующее.

Выявлено, что формируется градиентная структура, заключающаяся в закономерном изменении механических (микротвёрдость) свойств, фазового состава и дефектной субструктуры модифицированного слоя материала.

Установлено, что твердость наплавленного слоя превышает твердость металла основы в  $\approx 1,7$  раза при толщине упрочненного слоя 6,0–6,5 мм.

Показано, что повышенные физико-механические свойства наплавленного слоя обусловлены формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры, упрочнение которой связано с присутствием ряда факторов, основными из которых являются мартенситная структура  $\alpha$ -матрицы и наличие включений карби-

да ниобия субмикронных размеров.

Структура переходного слоя (зона контакта наплавки и основного металла), по морфологическому признаку подобна структуре объема исходной стали. Различия заключаются в упрочнении переходного слоя частицами карбидных фаз, сформированных элементами наплавочной проволоки.

Выполненные исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры слоя, сформированного на стали электродуговой наплавкой электрода Fe–C–Cr–Nb–W-системы, показали, что дополнительное модифицирование поверхности наплавочного слоя облучением высокоинтенсивным импульсным электронным пучком сопровождается существенным уменьшением размеров зёрен и частиц карбидной фазы, а также изменением морфологии частиц карбидной фазы облучённого слоя. В совокупности это приводит к существенному снижению коэффициента трения наплавочного слоя, износостойкость которого более чем в 70 раз превышает износостойкость стали Хардокс 450.

## БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №15-19-00065

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Б. Е. Патон, *Автоматическая сварка*, № 10: 7 (2003).
2. Г. А. Воробьева, Е. Е. Складнова, А. Ф. Леонов, В. К. Ерофеев, *Инструментальные материалы* (Санкт-Петербург: Политехника: 2005).
3. Н. В. Молодых, А. С. Зенкин, *Восстановление деталей машин* (Москва: Машиностроение: 1989).
4. Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский, *Плазменные технологии: Руководство для инженеров* (Санкт-Петербург: Изд-во Политехнического университета: 2013).
5. Е. В. Капралов, С. В. Райков, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, В. Б. Костерев, *Сталь*, № 7: 86 (2014).
6. В. Е. Громов, Е. В. Капралов, С. В. Райков, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, *Успехи физики металлов*, 15, № 4: 213 (2014).
7. В. Е. Громов, К. В. Волков, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, К. В. Алсараева, С. В. Коновалов, *Успехи физики металлов*, 15, № 1: 1 (2014).
8. Д. А. Романов, В. Е. Громов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, *Успехи физики металлов*, 16, № 2: 119 (2015).
9. В. Е. Громов, К. В. Соснин, Ю. Ф. Иванов, О. А. Семина, *Успехи физики металлов*, 16, № 3: 175 (2015).
10. В. Е. Громов, К. В. Аксёнова, С. В. Коновалов, Ю. Ф. Иванов, *Успехи физики металлов*, 16, № 4: 265 (2015).
11. В. Е. Громов, Е. Н. Никитина, Ю. Ф. Иванов, К. В. Аксёнова, Е. В. Корнет, *Успехи физики металлов*, 16, № 4: 299 (2015).

12. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Е. Г. Белов, В. Б. Костерев, Д. А. Косинов, *Успехи физики металлов*, **17**, № 4: 303 (2016).
13. С. В. Райков, Е. В. Капралов, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Известия ВУЗов. Чёрная металлургия*, **58**, № 2: 121 (2015).
14. S. V. Raikov, E. V. Kapralov, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Steel in Translation.*, **45**, No. 2: 120 (2015).
15. Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, С. В. Райков, А. М. Глезер, Ю. Ф. Иванов, *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 1: 80 (2015).
16. Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, С. В. Райков, Ю. Ф. Иванов, *Наноинженерия*, № 4 (46): 14 (2015).
17. С. В. Райков, Е. В. Капралов, Е. С. Ващук, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Соснин, *Упрочняющие технологии и покрытия*, № 2 (122): 40 (2015).
18. Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, *Известия ВУЗов. Физика*, **58**, № 4: 39 (2015).
19. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, К. В. Аксенова, *Усталость силумина, модифицированного электронно-пучковой обработкой* (Новокузнецк: Изд-во «Полиграфист»: 2016).
20. *Модифицирование структуры и свойств легких сплавов упрочняющими технологиями* (Ред. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов) (Новокузнецк: Изд-во «Полиграфист»: 2015).
21. К. В. Волков, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин, *Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой* (Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс»: 2013).
22. В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Денисова, *Электронно-пучковая модификация структуры и свойств стали* (Новокузнецк: «Полиграфист»: 2012).
23. Ю. В. Иванов, Н. Н. Коваль, *Структура и свойства перспективных металлических материалов* (Ред. А. И. Потекаев) (Томск: Изд-во НТЛ: 2007), гл. 13, с. 345.
24. S. V. Grigoriev, N. N. Koval, V. N. Devjatkov, and A. D. Teresov, *Proc. 9th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows* (Tomsk: 2008), p. 19.
25. D. I. Proskurovsky, V. P. Rotshtein, and G. E. Ozur, *Proc. 11th Int. Conf. on High Power Particle Beams—BEAMS-96* (Prague: 1996), vol. 1, p. 259.
26. Ю. Ф. Иванов, Д. А. Бессонов, С. В. Воробьев, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, Н. Н. Коваль, *Усталостная долговечность стали мартенситного класса, модифицированной высокоинтенсивными электронными пучками* (Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс»: 2011).
27. Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, Н. Н. Коваль, *Физические основы повышения усталостной долговечности нержавеющей сталей* (Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс»: 2011).
28. В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Денисова, *Электронно-пучковая модификация структуры и свойств стали* (Новокузнецк: Изд-во «Полиграфист»: 2012).
29. *Современные тенденции модифицирования структуры и свойств материалов* (Ред. Н. Н. Коваль, В. Е. Громов) (Томск: Изд-во НТЛ: 2015).
30. Н. Н. Коваль, Ю. Ф. Иванов, *Известия вузов. Физика*, № 5: 60 (2008).

31. *Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки* (Ред. Н. Н. Коваль, Ю. Ф. Иванов) (Томск: Изд-во НТЛ: 2016).
32. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металлургии* (Москва: Металлургия: 1973).
33. К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Киоун, *Электроннограммы и их интерпретация* (Москва: Мир: 1971).
34. *Практические методы в электронной микроскопии* (Ред. О. М. Глоэр) (Ленинград: Машиностроение: Ленинградское отделение: 1980).
35. А. В. Смирнова, Г. А. Кокорин, С. М. Полонская, *Электронная микроскопия в металлургии: Справочник* (Москва: Металлургия: 1985).
36. Д. Брандон, У. Каплан, *Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля* (Москва: Техносфера: 2006).
37. М. М. Криштал, И. С. Ясников, В. И. Полунин, *Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ в примерах практического применения* (Москва: Техносфера: 2009).
38. *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials* (Ed. Challa S.S.R. Kumar) (New York: Springer: 2014).
39. В. В. Рыбин, В. А. Малышевский, В. Н. Олейник, *Физика мет. металлвед.*, **42**, № 5: 1042 (1976).
40. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
41. Ю. Н. Петров, *Дефекты и бездиффузионное превращение в стали* (Киев: Наукова думка: 1978).
42. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Е. Н. Никитина, *Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: Издательство СибГИУ: 2015).
43. А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др., *Физические величины: Справочник* (Москва: Энергоатомиздат: 1991).
44. О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др., *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа* (Москва: Металлургия: 1986).
45. *Диаграммы состояния двойных металлических систем* (Ред. Н. П. Лякишев) (Москва: Машиностроение: 1996–2000).
46. *Усталость сталей, модифицированных высокоинтенсивными электронными пучками* (Ред. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов) (Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс»: 2012).
47. О. А. Likhachev and Yu. M. Koval, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 1: 1 (2015).
48. О. А. Likhachev and Yu. M. Koval, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 1: 23 (2015).
49. V. A. Lobodyuk, *Uspehi Fiziki Metallov*, **17**, No. 2: 89 (2016).

## REFERENCES

1. В. Е. Paton, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 10: 7 (2003) (in Russian).
2. G. A. Vorobyeva, E. E. Skladnova, A. F. Leonov, and V. K. Erofeev, *Instrumentalnye Materialy* [Instrumental Materials] (St. Petersburg: Politekhnik: 2005) (in Russian).
3. N. V. Molodykh and A. S. Zenkin, *Vosstanovlenie Detaley Mashin* [Restoration



- of Machine Components] (Moscow: Mashinostroenie: 1989) (in Russian).
4. N. A. Sosnin, S. A. Ermakov, and P. A. Topolyanskiy, *Plazmennyye Tekhnologii. Rukovodstvo dlya Inzhenerov* [Plasma Technologies: Manual for Engineers] (St. Petersburg: Polytechnic University: 2013) (in Russian).
  5. E. V. Kapralov, S. V. Raikov, E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, and V. B. Kosterev, *Stal*, No. 7: 86 (2014) (in Russian).
  6. V. E. Gromov, E. V. Kapralov, S. V. Raikov, Yu. F. Ivanov, and E. A. Budovskikh, *Uspehi Fiziki Metallov*, **15**, No. 4: 213 (2014) (in Russian).
  7. V. E. Gromov, K. V. Volkov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsarayeva, and S. V. Konovalov, *Uspehi Fiziki Metallov*, **15**, No. 1: 1 (2014) (in Russian).
  8. D. A. Romanov, V. E. Gromov, E. A. Budovskikh, and Yu. F. Ivanov, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 2: 119 (2015) (in Russian).
  9. V. E. Gromov, K. V. Sosnin, Yu. F. Ivanov, and O. A. Semina, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 3: 175 (2015) (in Russian).
  10. V. E. Gromov, K. V. Akseyonova, S. V. Konovalov, and Yu. F. Ivanov, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 4: 265 (2015) (in Russian).
  11. V. E. Gromov, E. N. Nikitina, Yu. F. Ivanov, K. V. Akseyonova, and E. V. Kornet, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 4: 299 (2015) (in Russian).
  12. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, E. G. Belov, V. B. Kosterev, and D. A. Kosinov, *Uspehi Fiziki Metallov*, **17**, No. 4: 303 (2016) (in Russian).
  13. S. V. Raikov, E. V. Kapralov, Y. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, **58**, No. 2: 121 (2015) (in Russian).
  14. S. V. Raikov, E. V. Kapralov, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Steel in Translation.*, **45**, No. 2: 120 (2015).
  15. E. V. Kapralov, E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, S. V. Raykov, A. M. Glezer, and Yu. F. Ivanov, *Problemy Chernoy Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 1: 80 (2015) (in Russian).
  16. E. V. Kapralov, E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, S. V. Raykov, and Yu. F. Ivanov, *Nanoinzheneriya*, No. 4 (46): 14 (2015) (in Russian).
  17. S. V. Raikov, E. V. Kapralov, E. S. Vashchuk, E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and K. V. Sosnin, *Uprochnyayushchiye Tekhnologii i Pokrytiya*, No. 2 (122): 40 (2015) (in Russian).
  18. E. V. Kapralov, E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, and Yu. F. Ivanov, *Russian Physics Journal*, **58**, No. 4: 471 (2015).
  19. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, and K. V. Aksenova, *Ustalost Silumina, Modifitsirovannogo Ehlektronno-Puchkovoy Obrabotkoy* [Fatigue of Silumin Modified by Electron-Beam Treatment] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Poligrafist': 2016) (in Russian).
  20. *Modifitsirovanie Struktury i Svoystv Lyogkikh Splavov Uprochnyayushchimi Tekhnologiyami* [Modifying Structure and Properties of Light Alloys via Strengthening Technologies] (Eds. V. E. Gromov and Yu. F. Ivanov) (Novokuznetsk: Izd-vo 'Poligrafist': 2015) (in Russian).
  21. K. V. Volkov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and V. A. Grishunin, *Povysheniye Ustalostnoy Vynoslivosti Relsovoy Stali Ehlektronno-Puchkovoy Obrabotkoy* [Increase in a Fatigue Strength of Rail Steel by Electron-Beam Treatment] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Inter-Kuzbass': 2013) (in Russian).
  22. V. A. Grishunin, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and Yu. A. Denisova,

- Ehlektronno-Puchkovaya Modifikatsiya Struktury i Svoystv Stali* [Electron-Beam Modification of Structure and Properties of Steel] (Novokuznetsk: 'Poligrafist': 2012) (in Russian).
23. Yu. F. Ivanov and N. N. Koval, *Struktura i Svoystva Perspektivnykh Metallicheskih Materialov* [Structure and Properties of the Prospective Metallic Materials] (Ed. A. I. Potekaev) (Tomsk: Izd-vo NTL: 2007), Ch. 13, p. 345 (in Russian).
  24. S. V. Grigoriev, N. N. Koval, V. N. Devjatkov, and A. D. Teresov, *Proc. 9th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows* (Tomsk: 2008), p. 19.
  25. D. I. Proskurovsky, V. P. Rotshtein, and G. E. Ozur, *Proc. 11th Int. Conf. on High Power Particle Beams—BEAMS-96* (Prague: 1996), vol. 1, p. 259.
  26. Yu. F. Ivanov, D. A. Bessonov, S. V. Vorobyev, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, and N. N. Koval, *Ustalostnaya Dolgovechnost Stali Martensitnogo Klassa, Modifitsirovannoy Vysokointensivnymi Ehlektronnymi Puchkami* [Fatigue Life of Martensitic Class Steel Modified by High-Intensive Electron Beams] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Inter-Kuzbass': 2011) (in Russian).
  27. Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobyev, S. V. Konovalov, V. E. Gromov, and N. N. Koval, *Fizicheskiye Osnovy Povysheniya Ustalostnoy Dolgovechnosti Nerzhaveyushchikh Staley* [Basic Physics of Increase in Fatigue Life of Stainless Steels] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Inter-Kuzbass': 2011).
  28. V. A. Grishunin, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and Yu. A. Denisova, *Ehlektronno-Puchkovaya Modifikatsiya Struktury i Svoystv Stali* [Electron-Beam Modification of Structure and Properties of Steel] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Poligrafist': 2012) (in Russian).
  29. *Sovremennyye Tendentsii Modifitsirovaniya Struktury i Svoystv Materialov* [State-of-the-Art Tendencies for Material Structure and Properties Modification] (Eds. N. N. Koval and V. E. Gromov) (Tomsk: Izd-vo NTL: 2015).
  30. N. N. Koval and Yu. F. Ivanov, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 5: 60 (2008) (in Russian).
  31. *Evolutsiya Struktury Poverkhnostnogo Sloya Stali, Podvergnutoy Ehlektronno-Ionno-Plazmennym Metodam Obrabotki* [Evolution of Structure of Steel Surface Layer Underwent Electron-Beam-Plasma Treatment Methods] (Ed. N. N. Koval and Yu. F. Ivanov) (Tomsk: Izd-vo NTL: 2016) (in Russian).
  32. L. M. Utevskiy, *Difraktsionnaya Ehlektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii* [Diffraction Electron Microscopy in Metal Science] (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
  33. K. W. Andrews, D. J. Dyson, and S. R. Keown, *Ehlektronnogrammy i Ikh Interpretatsiya* [Interpretation of Electron Diffraction Patterns] (Moscow: Mir: 1971) (English translation).
  34. *Prakticheskiye Metody v Elektronnoy Mikroskopii* [Practical Methods in Electron Microscopy] (Ed. Audrey M. Glauert) (Leningrad: Mashinostroyeniye: Leningradskoe otdeleniye: 1980) (English translation).
  35. A. V. Smirnova, G. A. Kokorin, and S. M. Polonskaya, *Elektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii: Spravochnik* [Electron Microscopy in Metal Science: Handbook] (Moscow: Metallurgiya: 1985) (in Russian).
  36. D. Brandon and W. D. Kaplan, *Microstructural Characterization of Materials* (John Wiley & Sons, Ltd: 2008).

37. M. M. Krishtal, I. S. Yasnikov, and V. I. Polunin, *Skanirovushchaya Ehlektronnaya Mikroskopiya i Rentgenospektralnyy Mikroanaliz v Primerakh Prakticheskogo Primeneniya* [Scanning Electron Microscopy and X-Ray Spectroscopic Microanalysis as Examples for Practical Application] (Moscow: Tekhnosfera: 2009) (in Russian).
38. *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials* (Ed. Challa S.S.R. Kumar) (New York: Springer: 2014).
39. V. V. Rybin, V. A. Malyshevskiy, and V. N. Oleynik, *Fiz. Met. Metalloved.*, **42**, No. 5: 1042 (1976) (in Russian).
40. G. V. Kurdyumov, L. M. Utevskiy, and R. I. Entin, *Prevrashcheniya v Zheleze i Stali* [Transformations in Iron and Steel] (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
41. Yu. N. Petrov, *Defekty i Bezdiffuzionnoe Prevrashcheniye v Stali* [Defects and Diffusionless Transformation in Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1978) (in Russian).
42. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, and E. N. Nikitina, *Beynitnaya Konstruktsionnaya Stal': Struktura i Mekhanizmy Uprochneniya* [Bainite Constructional Steel: Structure and Hardening Mechanisms] (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2015) (in Russian).
43. A. P. Babichev, N. A. Babushkina, A. M. Bratkovskiy et al., *Physical Magnitudes: Handbook* (Moscow: Energoatomizdat: 1991) (in Russian).
44. O. A. Bannykh, P. B. Budberg, S. P. Alisova et al., *Diagrammy Sostoyaniya Dvoynnykh i Mnogokomponentnykh Sistem na Osnove Zheleza* [Diagrams of State of the Iron-Based Binary and Multicomponents Systems] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
45. *Diagrammy Sostoyaniya Dvoynnykh Metallicheskih Sistem* [Diagrams of State for Binary Metallic Systems] (Ed. N. P. Lyakishev) (Moscow: Mashinostroyeniye: 1996–2000) (in Russian).
46. *Ustalost' Staley, Modifitsirovannykh Vysokointensivnymi Ehlektronnymi Puchkami* [Fatigue of Steels Modified by High-Intensive Electron Beams] (Eds. V. E. Gromov and Yu. F. Ivanov) (Novokuznetsk: Izd-vo 'Inter-Kuzbass': 2012) (in Russian).
47. O. A. Likhachev and Yu. M. Koval, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 1: 1 (2015).
48. O. A. Likhachev and Yu. M. Koval, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**, No. 1: 23 (2015).
49. V. A. Lobodyuk, *Uspehi Fiziki Metallov*, **17**, No. 2: 89 (2016).

---

\*Siberian State Industrial University,  
42 Kirov Str.,  
654007 Novokuznetsk, Russian Federation

†National Research Tomsk Polytechnic University,  
30 Lenin Avenue,  
634055 Tomsk, Russian Federation

‡Institute of High Current Electronics, SB R.A.S.,  
2/3 Akademicheskiiy Avenue,  
634055 Tomsk, Russian Federation

§Academician S. P. Korolyov Samara National Research University  
34 Moskovskoe Shosse,  
443086 Samara, Russia

<sup>1</sup> TABLE 1. Chemical composition of Hardox steel and powder wire (weight %).

<sup>2</sup> Fig. 1. Electron-beam image of  $\alpha$ -phase structure:  $a$ —light field,  $\sigma$ —microelectron diffraction pattern to  $a$  obtained in foil region circumscribe in  $a$ . Reflections of  $\alpha$ -phase are show in microelectron diffraction patterns.

<sup>3</sup> Fig. 2. Electron microscope image of the second phase particles located at the boundaries of plates ( $a$ ) and boundaries of fragments ( $b$ ) of  $\alpha$ -phase (the particles are designated by arrows).

<sup>4</sup> Fig. 3. Microhardness profile of 'faced layer (facing wire (Fe-C-Cr-Nb-W)/ (Hardox 450 steel))—substrate' system.

<sup>5</sup> TABLE 2. Elemental composition of facing surface layer formed on steel with facing wire (Fe-C-Nb-Cr-W) (averaging over 10 portions) (weight %).

<sup>6</sup> Fig. 4. Structure of etched transverse metallographic section layer formed on steel surface;  $a$ ,  $\sigma$ —structure of the faced layer;  $\epsilon$ ,  $z$ —the layer located facing-steel interface (the interface is designated by arrows). In figure  $c$ , arrows designate the second phase inclusions located in the structure of near the boundary steel layer. Scanning electron microscopy method.

<sup>7</sup> Fig. 5. Electron beam image of the surfacing structure with niobium carbides of different shapes:  $a$ —light field,  $\sigma$ —dark field, obtained in [002] NbC reflection (the reflection is designated by arrow in microelectron diffraction pattern). In figure  $\sigma$ , the arrows designate niobium carbide.

<sup>8</sup> Fig. 6. Electron microscope image of surfacing structure in grain boundary junctions;  $a$ —light field;  $b$ —dark field obtained in reflection [002] NbC (the reflection is designated by arrow in figure  $\sigma$ ;  $\epsilon$ —microelectron diffraction pattern, the arrow designate the reflection of dark production.

<sup>9</sup> Fig. 7. Electron beam image of transition (facing-steel) layer with particles of chromium carbide;  $a$ —light;  $\sigma$ —dark field obtained in closely located [121]  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  + [110]  $\alpha$ -Fe reflections (the arrows designate the reflections in  $\epsilon$ ;  $\epsilon$ —microelectron diffraction pattern, the arrows designate the reflections of dark field production; in figure  $b$ , the arrows designate the carbide phase particles.

<sup>10</sup> Fig. 8. Surfaced-layer structure. The transverse etched metallographic section. The arrows in Figure  $a$ , designate surfaced layer irradiated by intense pulsed electron beam. Numerals designate layer modified by the electron beam (1) and basic volume of surfacing (2). Scanning electron microscopy method.

<sup>11</sup> TABLE 3. Elemental composition of surfaced layer formed by surfacing electrode (Fe-C-Cr-Nb-W) and subjected to electron surface processing (averaging over 10 portions).

<sup>12</sup> TABLE 4. The results of X-ray phase analysis of surfaced layer subjected to intense pulsed electron beam processing.

<sup>13</sup> Fig. 9. Electron beam image of surfaced layer structure with the second phase inclusions (designated by arrows).

<sup>14</sup> Fig. 10. Electron microscope image of martensite-austenite structure of surfaced layer irradiated by intense pulsed electron beam:  $a$ —light field,  $\sigma$ —microelectron diffraction pattern; arrows in figure  $\sigma$ , designate  $\alpha$ - and  $\gamma$ -phase reflections.

<sup>15</sup> Fig. 11. Electron microscope image of surfaced structure containing carbides; here,  $a$ —light field;  $\sigma$ —dark fields produced in [511]  $M_6\text{C}$  ( $\sigma$ ), [110]  $\alpha$ -Fe + [102]  $\text{Fe}_3\text{C}$  ( $\epsilon$ ), and [0.24]  $\alpha$ -Fe ( $z$ ) reflections. The microelectron diffraction pattern (within the insert) in Fig. 11,  $\sigma$  shows the reflections, in which dark field images were obtained 1 ( $\sigma$ ), 2 ( $\epsilon$ ), 3 ( $z$ ).

<sup>16</sup> Fig. 12. Electron microscope image of surfaced layer structure located at  $\approx 5$  mm distance from the surface of modification and containing niobium carbides;  $a$ —light field;  $\sigma$ —microelectron diffraction pattern for the figure  $a$ ; the microelectron diffraction pattern shows the reflections of  $\alpha$ -phase and niobium carbide.

---

<sup>17</sup> Fig. 13. Dependence of friction factor  $\mu$  on track length  $L$  of tribological tests. The insert shows the conditions of tribological tests.