

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 621.791.92:669.018.25

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.03.009

ВЛИЯНИЕ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ 20

Александр Николаевич Смирнов¹, Наталья Анатольевна Попова^{2†},
Николай Викторович Абабков³, Елена Леонидовна Никоненко⁴,
Виктор Леонидович Князьков⁵, Елена Евгеньевна Левашова⁶

^{1, 3, 5, 6} Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, ул. Весенняя, 28, 650000, Кемерово, Россия

^{2, 4} Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, 634003, Томск, Россия

¹ office@kcsk.group, <https://orcid.org/0000-0002-0342-3055>

² natalya-popova-44@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562>

³ n.ababkov@rambler.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0794-8040>

⁴ vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

⁵ kcsk@naks.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7008-4244>

⁶ pee5152@dex.ru, <https://orcid.org/0009-0008-4551-9187>

Аннотация. Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах проведены исследования влияния металла наплавки, выполненной сварочной проволокой типа 35Х5ГФНВМ, на структуру подложки из стали 20. Выполнен количественный анализ изменения тонкой структуры материалов подложки и наплавки на различном расстоянии (0,5 и 3,0 мм) от линии сплавления. Определены морфологические составляющие структуры, их объемная доля и фазовый состав. Установлено, что в исходном состоянии сталь 20 представлена пластинчатым перлитом и ферритом. Наплавка сварочной проволокой привела к существенному разрушению пластинчатого перлита, полной фрагментации феррита, выделению мелких частиц цементита на границах и в стыках фрагментов феррита, созданию упруго-напряженного состояния матрицы стали и упрочнению подложки в 1,5 раза.

Ключевые слова: просвечивающая электронная микроскопия, сталь, наплавка, структурно-фазовое состояние, дислокационная структура, кривизна-кручение кристаллической решетки, поля внутренних напряжений.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

Для цитирования: Смирнов А.Н., Попова Н.А., Абабков Н.В., Никоненко Е.Л., Князьков В.Л., Левашова Е.Е. Влияние наплавки порошковой проволокой на структурно-фазовое состояние стали 20 // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 3. С. 345–356. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.03.009.

Original article

INFLUENCE OF CLADDING WITH FLUX-CORED WIRE ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE OF STEEL 20

Alexander N. Smirnov¹, Natalia A. Popova^{2†}, Nikolay V. Ababkov³, Elena L. Nikonenko⁴,
Viktor L. Knyazkov⁵, Elena E. Levashova⁶

^{1, 3, 5, 6} T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Vesennyya St., 28, Kemerovo, 650000, Russia

^{2, 4} Tomsk State University of Architecture and Building, Solyanaya Sq., 2, Tomsk, 634003, Russia

¹ office@kcsk.group, <https://orcid.org/0000-0002-0342-3055>

² natalya-popova-44@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562>

³ n.ababkov@rambler.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0794-8040>

⁴ vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

⁵ kcsk@naks.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7008-4244>

⁶ pee5152@dex.ru, <https://orcid.org/0009-0008-4551-9187>

Abstract. Using transmission diffraction electron microscopy methods on thin foils, studies were carried out of the influence of surfacing metal made with welding wire type 35Kh5GNFVM on the structure of the substrate made of steel 20. A quantitative analysis of changes in the fine structure of the substrate and surfacing materials at different distances (0.5 and 3.0 mm) was carried out. from the fusion line. The morphological components of the structure, their volume fraction and phase composition were determined. It has been established that in the initial state, steel 20 is represented by lamellar pearlite and ferrite. Surfacing with welding wire led to significant destruction of lamellar pearlite, complete fragmentation of ferrite, release of small cementite particles at the boundaries and joints of ferrite fragments, creation of an elastically stressed state of the steel matrix and strengthening of the substrate by 1.5 times.

Keywords: transmission electron microscopy, steel, surfacing, structural-phase state, dislocation structure, curvature-torsion of the crystal lattice, internal stress fields.

Acknowledgements: The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme No. FEMN-2023-0003).

For citation: Smirnov, A. N., Popova, N. A., Ababkov, N. V., Nikonenko, E. L., Knyazkov, V. L. & Levashova, E. E. (2024). Influence of cladding with flux-cored wire on the structural-phase state of steel 20. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(3), 345–356. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.03.009.

Введение

Во всех странах существует постоянная необходимость увеличения срока службы узлов и оборудования, т.к. износ деталей приводит к большим убыткам в промышленности, в том числе и в горнодобывающей отрасли, потому что при остановках работы оборудования на ремонт, выпуск продукции на предприятии заметно снижается. В процессе эксплуатации изделия подвергаются многим видам износа.

Для противостояния износу рабочие поверхности необходимо упрочнять, это касается как отдельных деталей, так и узлов горнодобывающего оборудования (ГДО). Это добиваются различными способами и методами [1-16]. Один из наиболее эффективных способов упрочнения – наплавка [17-22]. Это недорогой метод продления срока службы металлических изделий нанесением на их поверхность защитного слоя. Он применяется не только для ремонта изношенных элементов конструкции, но и для придания особых свойств поверхностям новых изделий перед вводом их в эксплуатацию, в том числе и для ГДО.

Одним из видов наплавки – это наплавка порошковой проволокой [23-25]. Для получения высоких прочностных характеристик исследования в области наплавки порошковой проволокой продолжают.

Целью настоящей работы является исследование влияния наплавки, выполненной сварочной проволокой, на фазовый состав, структуру и внутренние напряжения металла подложки из стали 20.

Материал и методика эксперимента

Для наплавки применяли порошковую проволоку типа ПП-Нп-35Х5ГФНВМ-Т-Г-2,0-1 (ГОСТ 28377–89), химический состав которой приведен в таблице 1. Наплавку выполняли на подложку из стали 20 (ГОСТ 1050–88), химический состав которой также приведен в таблице 1. Размеры образцов 300×300×20 мм. Наплавку выполняли на установке для механизированной плазменно-порошковой наплавки УПН-303 при следующем режиме: ток наплавки $I_n = 160-190$ А; напряжение при наплавке $U_p = 19-21$ В; скорость наплавки 12 м/ч.

Таблица 1. Химический состав (масс. %) стали 20 (№ 1) и проволоки 35Х5ГНФВМ (№ 2)

Table 1. Chemical composition (wt.%) of steel 20 (No. 1) and wire 35Kh5GNFVM (No. 2)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	W
№ 1	0,17-0,24	0,17-0,37	0,35-0,65	< 0,035	< 0,04	< 0,25	–	< 0,3	< 0,3	–	–
№ 2	0,35	0,36	1,19	0,01	0,01	4,95	0,91	1,16	0,07	0,15	0,57

Исследование микроструктуры проводили стали 20 до наплавки (исходное состояние ста-

ли) и после наплавки на следующих расстояниях от линии сплавления: 1) 0,5 мм в стали;

2) 0,5 мм в металле наплавки; 3) 3,0 мм в металле наплавки.

Изучение выполняли как на качественном, так и на количественном уровне с помощью метода просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25000 крат. Все полученные данные обрабатывались статистически. По электронно-микроскопическим изображениям измеряли следующие параметры структуры стали: объемные доли морфологических составляющих матрицы стали (P_V); ширина, длина и объемная доля прослоек γ -фазы; плотность распределения и объемные доли (δ) карбидных частиц; скалярная (ρ) и избыточная ($\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-$) плотность дислокаций; амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки (χ) и амплитуды внутренних напряжений σ . При определении амплитуды внутренних напряжений было определено два вида напряжений: 1) напряжение сдвига, или «леса» дислокаций – это поля напряжений, создаваемые дислокационной структурой, 2) дальнедействующие напряжения – это моментные, или локальные, напряжения, возникающие в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций (ρ_{\pm}). Все количественные параметры определяли по известным методикам [26, 27].

Размеры и объемные доли фаз определялись по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз. Идентификацию фаз проводили по схемам микродифракционных картин, рассчитанным по табличным значениям параметров кристаллических решеток. Для каждого исследуемого конкретного участка на образце была просмотрена большая площадь фольги и отснято до 30-40 микроснимков (светлопольных и темнопольных изображений) и микродифракционных картин к ним.

Результаты и их обсуждение

Исходное состояние стали 20

Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии матрица стали 20 представляет собой α -фазу, морфологическими составляющими которой являются пластинчатый перлит и феррит. Пластинчатый перлит присутствует в двух морфологических состояниях.

Во-первых, это пластинчатый не разрушенный перлит – конгломерат чередующихся параллельных (или почти параллельных) пластин феррита и цементита (рис.1а). Объемная доля его в материале составляет ~35 %. Во-вторых, разрушенный перлит – участки или колонии пластинчатого перлита с изогнутыми, разрезанными и измельченными пластинами цементита (рис.1б). Объемная доля его в материале мала и составляет лишь ~5 %.

Феррит также представлен в исходном состоянии стали 20 в двух морфологических состояниях: не фрагментированный (рис.1в) и фрагментированный (рис.1г). Фрагментированная структура – это субструктура, состоящая из дислокационных субграниц (стенок фрагментов) и внутреннего пространства, содержащего или не содержащего дислокации [28]. Объемная доля зерен не фрагментированного феррита составляет 30 %, фрагментированного – также 30 %.

С помощью дифракционного анализа было установлено, что карбидная фаза (цементит) присутствует только в перлите (не разрушенном и разрушенном), в феррите цементита не обнаружено.

Дислокационная структура во всех морфологических составляющих представлена, в основном, плотными дислокационными сетками. Величина скалярной плотности дислокаций как в не разрушенном, так и в разрушенном перлите практически одинакова (см. таблицу 2). Феррит обладает более высоким значением ρ , причем в не фрагментированном феррите величина ρ несколько выше, чем во фрагментированном. Это хорошо согласуется с литературными данными, а именно, фрагментация материала приводит к снижению ρ в теле образованных фрагментов [28].

Дислокационная структура во всех морфологических составляющих поляризована, на что указывает наличие в них изгибных экстинкционных контуров [27]. Установлено, что изгибные экстинкционные контуры в пластинчатом не разрушенном перлите присутствуют внутри пластин α -фазы преимущественно в направлении, перпендикулярном (или почти перпендикулярном) границам α -пластин. Это свидетельствует о том, что межфазные границы «феррит – цементит» в перлитной составляющей стали и являются основными источниками кривизны-кручения её кристаллической решетки. В разрушенном перлите источниками контуров яв-

ляются границы перлитных зерен и отдельные частицы (осколки) цементита. Во фрагментированном феррите основные источники – это гра-

ницы фрагментов и дислокационная структура внутри фрагментов, в нефрагментированном феррите – только дислокационная структура.

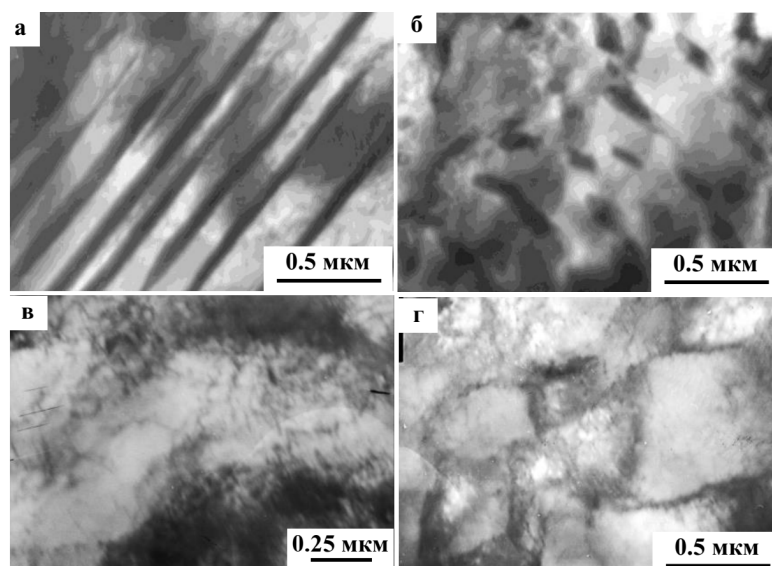


Рис.1. ПЭМ-изображения морфологических составляющих стали 20 в исходном состоянии: а – пластинчатый не разрушенный перлит; б – разрушенный перлит; в – не фрагментированный феррит; г – фрагментированный феррит

Fig.1. TEM images of morphological components of steel 20 in the initial state: a – lamellar non-fractured pearlite; b – fractured pearlite; c – non-fragmented ferrite; d – fragmented ferrite

Таблица 2. Количественные параметры тонкой структуры в стали 20 в исходном состоянии

Table 2. Quantitative parameters of fine structure in steel 20 in the initial state

Параметры	Перлит		Феррит		В материале
	не разрушенный	разрушенный	не фрагментированный	фрагментированный	
Сталь 20 – исходное состояние					
Об. доля, P_V	35 %	5 %	30 %	30 %	100 %
$\rho \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	1,9	1,9	2,6	2,2	2,2
$\rho_{\pm} \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	1,8	1,7	1,5	2,2	1,8
$\chi, \text{см}^{-1}$	460	435	370	545	460
$\sigma_{\perp}, \text{МПа}$	275	275	320	295	295
$\sigma_{\parallel}, \text{МПа}$	270	265	245	295	270
Сталь 20 – после наплавки (0,5 мм от линии сплавления)					
Об. доля, P_V	5 %	35 %	0	60 %	100 %
$\rho \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	1,7	2,7	–	1,8	2,1
$\rho_{\pm} \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	1,6	2,0	–	1,8	1,9
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{вп}}, \text{см}^{-1}$	410 + 0	490 + 0	–	440 + 225	455 + 140
$\sigma_{\perp}, \text{МПа}$	260	330	–	265	285
$\sigma_{\parallel} = \sigma_{\parallel}^{\text{пл}} + \sigma_{\parallel}^{\text{вп}}, \text{МПа}$	255 + 0	280 + 0	–	265 + 305	270 + 190

Проведенные измерения показали, что в α -фазе всех морфологических составляющих кривизна-кручение кристаллической решетки носит пластический характер [27]. Средняя амплитуда кривизны-кручения кристаллической

решетки χ , а также избыточная плотность дислокаций ρ_{\pm} представлены в таблице 2. Сравнение величин ρ_{\pm} с величинами ρ в каждой морфологической составляющей показывает, что

дислокационная структура во фрагментированном феррите поляризована полностью ($\rho = \rho_{\pm}$), в перлите (не разрушенном и разрушенном) – в основном поляризована (ρ и ρ_{\pm} сопоставимы), в не фрагментированном феррите – поляризована лишь частично ($\rho > \rho_{\pm}$).

Амплитуды внутренних напряжений σ_l , создаваемых дислокационной структурой, и σ_d , создаваемых избыточной плотностью дислокаций, во всех морфологических составляющих, как следует из таблицы 2, близки, но, тем не менее, неравенство $\sigma_l > \sigma_d$ сохраняется.

Таким образом, в исходном состоянии (перед наплавкой) во всех морфологических составляющих, а также в среднем по материалу выполняются условия: $\chi = \chi_{nl}$, $\rho > \rho_{\pm}$, $\sigma_l > \sigma_d$ (см. таблицу 2), т.е. во всех морфологических составляющих кривизна-кручение кристаллической решетки носит чисто пластический характер.

Влияние наплавки на структуру подложки

Наплавка порошковой проволокой на сталь 20, являющейся подложкой, привела к тому, что на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления структура стали 20 изменилась, причем не только количественно, но и качественно. А именно, практически весь перлит оказался разрушенным (доля не разрушенного перлита составляет лишь ~5 % от всего объема материала), а феррит – полностью фрагментированным (см. таблицу 2). Дислокационная структура во всем материале по-прежнему представлена плотными дислокационными сетками. Величина скалярной плотности дислокаций в не разрушенном перлите практически не изменилась, в разрушенном – увеличилась, в феррите – несколько уменьшилась, но, тем не менее, в среднем по материалу значение ρ осталось практически на прежнем уровне (см. таблицу 2).

Как и в исходном состоянии дислокационная структура во всем материале поляризована, о чем свидетельствует наличие изгибных экстинкционных контуров во всех морфологических составляющих. В перлитной составляющей дислокационная структура поляризована практически полностью ($\rho \approx \rho_{\pm}$). Поляризация дислокационной структуры (избыточная плотность дислокаций ρ_{\pm}) вызывает значительные внутренние напряжения. Однако как в не разрушенном, так и в разрушенном перлите продолжают выполняться условия: $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_l > \sigma_d$, а это свидетельствует о пластическом изгибе

кристаллической решетки α -фазы в перлитной составляющей стали, т.е. $\chi = \chi_{nl}$ (см. таблицу 2).

Во фрагментированном феррите, объемная доля которого составляет 60 %, величина скалярной плотности дислокаций ρ , как уже отмечалось выше, по сравнению с исходным состоянием несколько уменьшилась. Однако амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки увеличилась практически в 1,3 раза (см. таблицу 2). Поэтому величина ρ_{\pm} , рассчитанная согласно формулы: $\rho_{\pm} = \chi/b$ [27] (где b – вектор Бюргерса α -фазы), оказалась выше величины ρ , т.е. $\rho_{\pm} > \rho$. Т.к. в реальных условиях избыточная плотность дислокаций ρ_{\pm} никогда не может быть больше скалярной плотности дислокаций ρ , то в этом случае величину ρ_{\pm} необходимо рассматривать как условную, а изгиб-кручение кристаллической решетки α -фазы делится на пластическую компоненту, для которой $\rho = \rho'_{\pm}$ (именно это значение ρ_{\pm} и приведено в таблице 2), и упругую, для которой $\rho'_{\pm} = \rho - \rho'_{\pm}$, где ρ_{\pm} – рассчитанная величина согласно формулы, приведенной выше. Поэтому $\chi = \chi_{nl} + \chi_{упр}$, где величина χ рассчитывается из ширины экстинкционного контура в α -фазе, а χ_{nl} обеспечивается избыточной плотностью дислокаций $\rho'_{\pm} = \rho$ и равна $\chi_{nl} = b\rho'_{\pm} = b\rho$, а $\chi_{упр} = \chi - \chi_{nl}$. Таким образом, во фрагментированном феррите, а также в целом по материалу на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления в стали 20 $\rho < \rho_{\pm}$ и $\sigma_l < \sigma_d$, т.е. имеет место упругопластический характер кристаллической решетки α -фазы и $\chi = \chi_{nl} + \chi_{упр}$ (см. таблицу 2).

Было установлено, что в отличие от исходного состояния в структуре подложки на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления частицы цементита присутствуют не только в перлитной составляющей стали, но и на границах и в стыках фрагментов фрагментированного феррита. Частицы обладают округлой формой, не зависимо от места расположения их средний размер составляет 15 нм. Выделившиеся частицы на границах и в стыках фрагментов – это новые источники изгибных экстинкционных контуров (внутренних локальных напряжений). Ранее было установлено, что чем меньше размер частицы, расположенной на границе или в стыке любых образований (зерен, фрагментов, субзерен), тем уже экстинкционный контур и тем больше амплитуда внутренних локальных напряжений, причем контур от частиц округлой формы уже, чем от частиц, обладающих пластинчатой формой [27]. Выделение частиц це-

ментита во фрагментированном феррите привело к формированию σ_{δ}^{ymp} . Хотя объемная доля частиц цементита во фрагментированном феррите составляет лишь 0,2 %, амплитуда σ_{δ}^{ymp} оказалась больше σ_{δ}^{nl} (см. таблицу 2). Это означает, что наплавка на подложку из стали 20 привела к дополнительному упрочнению стали. А именно, если в исходном состоянии стали вклад внутренних напряжений в предел текучести, рассчитанный согласно [26], во фрагментированном феррите составлял 415 МПа, то после наплавки на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления – уже 630 МПа.

Кроме того, присутствие частиц на границах и в стыках фрагментов также является упрочняющим фактором, а именно, упрочнением дисперсными частицами (упрочнение по механизму Орована $\Delta\sigma_{op}$). Как отмечалось выше, в исходном состоянии стали цементит в феррите полностью отсутствовал. Поэтому $\Delta\sigma_{op} = 0$. Проведенные согласно [26] расчеты показали, что после наплавки во фрагментированном феррите $\Delta\sigma_{op} = 195$ МПа. А так как фрагментированный феррит в стали после наплавки зани-

мает основную долю материала (60 %), то упрочнение за счет внутренних напряжений и упрочнения дисперсными частицами относительно исходного состояния стали 20 в целом по материалу увеличилось практически в 1,5 раза.

Структура наплавки на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления

Кристаллическая структура матрицы наплавки представляет смесь α - и γ -твердых растворов: α -фаза – это смесь пакетно-пластинчатого мартенсита и фрагментированного феррита, γ -фаза – остаточный аустенит, представляющий собой длинные тонкие прослойки, расположенные по границам мартенситных кристаллов (реек и пластин).

Пакетный (или реечный) мартенсит – это набор приблизительно параллельных мартенситных кристаллов (реек), объединенных в пакеты (рис.2а). Средняя ширина реек составляет ~0,2 мкм. Объемная доля пакетного мартенсита в исследуемой стали – ~45 %.

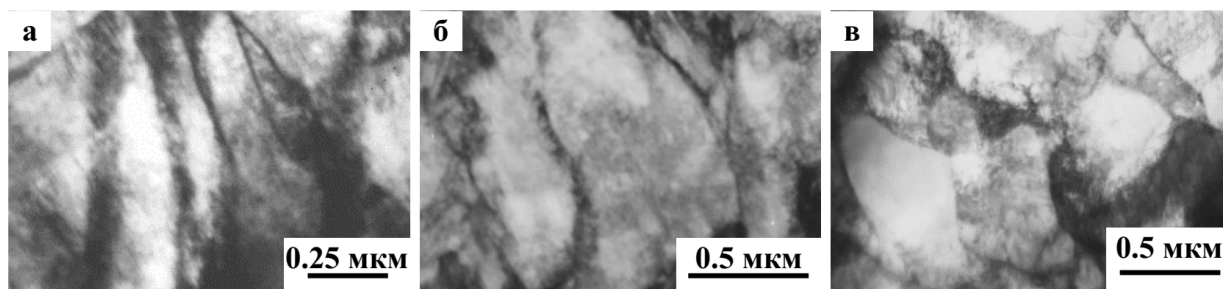


Рис.2. ПЭМ-изображения морфологических составляющих наплавки на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления: а – реечный мартенсит; б – пластинчатый мартенсит; в – фрагментированный феррит

Fig.2. TEM images of morphological components of cladding at a distance of 0.5 mm from the fusion line: a – lath martensite; b – lamellar martensite; c – fragmented ferrite

Пластинчатый мартенсит – это второй самостоятельный морфологический тип мартенсита исследуемой стали. Особенностью этого типа мартенсита является то, что он представляет собой отдельно расположенные кристаллы мартенсита – пластины, как правило, не образующие параллельных пачек, которые наблюдаются в пакетном мартенсите (рис.2б). Поперечный размер пластин больше поперечного размера отдельной реки и составляет величину, равную 1,2 мкм. Объемная доля пластинчатого мартенсита – ~40 %, т.е. практически равна объемной доли пакетного мартенсита.

Фрагментированный феррит – это третья морфологическая составляющая α -матрицы. Большинство границ фрагментов представляют

собой специфические дислокационные образования. В исследуемой стали выявлены изотропные и анизотропные фрагменты (рис.2в). У изотропных фрагментов линейные размеры во всех направлениях одинаковы, у анизотропных длина фрагментов существенно превышает его ширину. Объемная доля фрагментированного феррита – 15 %.

Объемная доля γ -фазы, присутствующей в виде остаточного аустенита по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек (рис.3), средняя ширина которых равна ~40 нм, в пакетном мартенсите составляет 3 %, в пластинчатом несколько ниже (1,8 %).

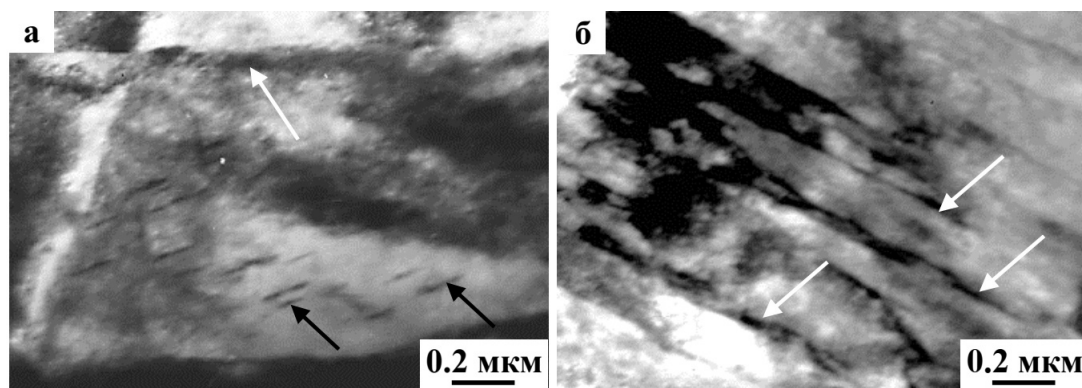


Рис.3. ПЭМ-изображения пластинчатого (а) и пакетного (б) мартенсита в структуре наплавки на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления. Белыми стрелками отмечены примеры прослоек γ -фазы по границам мартенситных кристаллов, черными – выделения частиц цементита внутри кристаллов

Fig.3. TEM images of lamellar (a) and batch (b) martensite in the cladding structure at a distance of 0.5 mm from the fusion line. White arrows indicate examples of γ -phase interlayers at the boundaries of martensite crystals, black arrows indicate the separation of cementite particles inside the crystals

Во всех морфологических составляющих α -матрицы присутствует карбидная фаза – легированный цементит. Цементит имеет сложное строение с растворенным в нем Cr, V, Mn, W, Ni, Mo. В пакетном и пластинчатом мартенсите частицы цементита находятся внутри мартенситных кристаллов и имеют пластинчатую форму (рис.3а). Однако размеры карбидных частиц, плотность распределения и объемная доля в пакетном и пластинчатом мартенсите различны. Размеры частиц цементита в мартенситных пластинах крупнее, чем в пакетном. Средний размер частиц в мартенситных рейках составляет величину 12 нм \times 80 нм, в пластинах – 28 нм \times 120 нм. Объемная доля цементита в пакетном мартенсите – 0,8 %, в пластинчатом – 1,7 %. Во фрагментированном феррите частицы цементита присутствуют в стыках, на границах и внутри фрагментов (на дислокациях). Они имеют округлую форму. Их средний размер, независимо от мест расположения, ~50 нм. Суммарная объемная доля ~0,5 %.

Проведенные исследования показали, что каждый кристалл α -матрицы характеризуется наличием плотной дислокационной сетки. Кроме того установлено, что дислокационная структура не связана с распределением карбидной фазы.

Детальное изучение внутренней (дислокационной) структуры показало наличие размытого контраста на дислокациях. Такой контраст возникает из-за осаждения на дислокациях атомов углерода и образовавшихся при этом атмосфер Коттрелла и Максвелла и свидетельствует с одной стороны о высокой плотности дислокаций, а с другой – о высоких внутренних напря-

жениях. Это подтверждают и результаты, полученные в работе: величины ρ как в пакетном, так и в пластинчатом мартенсите характеризуются довольно высокими и практически равными значениями (см. таблицу 3).

Во фрагментированном феррите наблюдается иная картина. Контраст на дислокациях внутри фрагментов более четкий. А это означает, что атомов углерода на дислокациях во фрагментированном феррите гораздо меньше. Отсюда и величина скалярной плотности дислокаций значительно меньше, чем в пакетно-пластинчатом мартенсите (практически в 2 раза), что и видно из таблицы 3.

Величина избыточной плотности дислокаций как в пакетном, так и в пластинчатом мартенсите существенно меньше, чем скалярная плотность дислокаций (см. таблицу 3). Это означает, что дислокационная структура в пакетно-пластинчатом мартенсите слабо поляризована.

Во фрагментированном феррите оказалось, что рассчитанное согласно приведенной выше формулы $\rho_{\pm} > \rho$. Это означает, что дислокационная структура внутри фрагментов полностью поляризована, т.е. все присутствующие во фрагментах дислокации – избыточные. Формирование в стали такой структуры привело к полной аннигиляции дислокаций разного знака внутри каждого фрагмента, сохранив при этом избыточную плотность дислокаций. Внутренние напряжения в этом случае обусловлены заряженной дислокационной структурой. Однако, как следует из таблицы 3, упругая составляющая $\sigma_d^{уп}$ во фрагментированном феррите в 1,6 раза меньше пластической $\sigma_d^{пл}$, поэтому веро-

ятность формирования трещин во фрагментированной структуре практически отсутствует. Это подтверждают и детальные изучения ПЭМ-

изображений тонкой структуры наплавки на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления.

Таблица 3. Количественные параметры тонкой структуры металла наплавки на различных расстояниях от линии сплавления

Table 3. Quantitative parameters of cladding metal fine structure at different distances from the fusion line

Параметры	Мартенсит		Фрагментированный феррит	В материале
	реечный	пластинчатый		
0,5 мм от линии сплавления				
Об. доля, P_V	45 %	40 %	15 %	100 %
$\rho \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	5,3	5,4	2,7	5,0
$\rho_{\pm} \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	2,2	1,8	2,7	2,1
$\chi = \chi_{лл} + \chi_{лп}, \text{см}^{-1}$	560 + 0	455 + 0	680 + 150	535 + 20
$\sigma_{л}, \text{МПа}$	460	465	330	440
$\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{лл} + \sigma_{\delta}^{лп}, \text{МПа}$	295	270	330 + 205	290 + 30
3,0 мм от линии сплавления				
Об. доля, P_V	60 %	40 %	0	100 %
$\rho \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	4,2	2,9	–	3,7
$\rho_{\pm} \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	2,6	2,9	–	2,7
$\chi = \chi_{лл} + \chi_{лп}, \text{см}^{-1}$	640 + 0	720 + 130	–	670 + 50
$\sigma_{л}, \text{МПа}$	410	340	–	380
$\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{лл} + \sigma_{\delta}^{лп}, \text{МПа}$	320 + 0	340 + 175	–	330 + 70

Структура наплавки на расстоянии 3,0 мм от линии сплавления

Кристаллическая структура матрицы наплавки на расстоянии 3,0 мм от линии сплавления, как и на расстоянии 0,5 мм, представляет смесь α - и γ -твердых растворов. Однако, отличительной особенностью является то, что здесь α -фаза представлена смесью только пакетно-пластинчатого мартенсита. Фрагментированный феррит в наплавке не обнаружен. Объемная доля пакетного мартенсита увеличилась до 60 %, объемная доля пластинчатого мартенсита осталась на прежнем уровне (40 %).

Еще одним отличием является расположение пластин в пакетно-пластинчатом мартенсите. А именно, на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления пластинчатый мартенсит представлял отдельные пластины, не образующие пакеты (рис.3а). На расстоянии 3,0 мм от линии сплавления мартенситные пластины как бы встраиваются в пакетный мартенсит, т.е. границы пластин практически параллельны границам реек (рис.4). Кроме того, пластины в пакете могут быть как одиночные, так и образовывать группы.

γ -фаза, по-прежнему, представляет собой остаточный аустенит, имеющий вид длинных тонких прослоек, расположенных по границам

мартенситных реек и пластин. Ширина прослоек γ -фазы в мартенситных рейках уменьшилась и составляет 25 нм, уменьшилась и объемная доля γ -фазы (до 2,5 %). В мартенситных пластинах ширина прослоек γ -фазы осталась на прежнем уровне (40 нм), объемная доля γ -фазы также практически не изменилась (1,5 %).

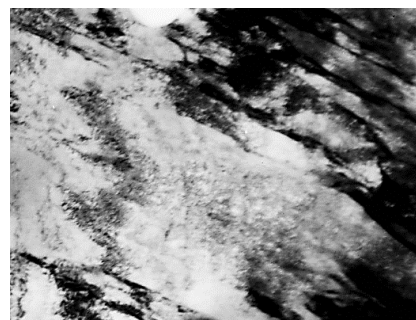


Рис.4. ПЭМ-изображение пакетно-пластинчатого мартенсита наплавки на расстоянии 3 мм от линии сплавления

Fig.4. SEM image of packet-plate martensite of cladding at a distance of 3 mm from the fusion line

Карбидная фаза, как и ранее, представлена легированным цементитом. Частицы цементита находятся и в пакетном, и в пластинчатом мартенсите и также обладают пластинчатой формой, однако размер их уменьшился (в пакетном мар-

тенсите 8×60 нм, в пластинчатом 12×120 нм). Объемная доля цементита также уменьшилась (соответственно 0,5 %, и 1,2 %).

Дислокационная структура как в мартенситных рейках, так и в мартенситных пластинах представлена плотными дислокационными сетками. Средняя скалярная плотность дислокаций уменьшилась (см. таблицу 3), причем в пластинчатом мартенсите уменьшение величины ρ наиболее значительное.

Удаление от линии сплавления до 3,0 мм привело к тому, что изгибные экстинкционные контуры в мартенситных кристаллах стали более четкими, их плотность возросла, ширина контуров уменьшилась, и амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки α -фазы существенно увеличилась (см. таблицу 3). Проведенный анализ показал, что средняя ширина экстинкционного контура в пакетном мартенсите больше, чем в пластинчатом. Повидимому, это связано с тем, что, как отмечалось выше, мартенситные пластины встроены в пакеты реек и их ширина практически на порядок выше. Поэтому, если в пакетном мартенсите упругие поля напряжений полностью компенсируются внутри пакета, то в пластине, вследствие её большого размера, упругие поля напряжений не успевают компенсироваться внутри пластины и достигают своего максимума на ее границах. Поэтому и средняя ширина экстинкционного контура в пластине оказывается меньше, а значит внутреннее напряжение будет больше. Средняя избыточная плотность дислокаций в пакетном мартенсите оказалась $\rho > \rho_{\pm}$. Это означает, что, хотя дислокационная структура в пакетном мартенсите и поляризована, однако изгиб-кручение кристаллической решетки пакетного мартенсита остается пластическим. В пластинчатом мартенсите $\rho_{\pm} > \rho$, а это означает, что дислокационная структура поляризована полностью, а изгиб-кручение кристаллической решетки носит упругопластический характер. При этом амплитуда внутренних напряжений в пакетном мартенсите $\sigma_l > \sigma_{\delta}$. В пластинчатом мартенсите $\sigma_l < \sigma_{\delta}$ почти в 1,5 раза (см. таблицу 3). А это означает, что в пластинчатом мартенсите должна существовать опасность образования микротрещин, зародышами которых могут явиться границы пластин. Но так как на границах пластин присутствуют широкие прослойки γ -фазы, пластичность которой существенно выше по сравнению с α -фазой, и объемная доля пластинчатого мартенсита в 1,5 раза меньше, чем пакетного, то вероятность образования микротрещин сводится к минимуму.

Изменение средних по материалу параметров тонкой структуры в наплавке по мере удаления от линии сплавления (по мере приближения к поверхности образца) приведено в таблице 3. Из таблицы следует, что по мере приближения к поверхности образца амплитуда напряжений сдвига (напряжений, создаваемых дислокационной структурой) σ_l , уменьшается, а амплитуда моментных (или локальных) напряжений σ_{δ} , возникающих в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций, интенсивно увеличивается. В результате оказывается $\sigma_{\delta} > \sigma_l$, а это означает, что $\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{nl} + \sigma_{\delta}^{ypp}$, т.е. материал оказывается упруго напряженным. Однако, как видно из таблицы 3, величина $\sigma_{\delta}^{ypp} < \sigma_{\delta}^{nl}$ практически в 3 раза. При этом в самых упруго напряженных участках (в пластинчатом мартенсите) среднее значение $\sigma_{\delta}^{ypp} < \sigma_{\delta}^{nl}$ практически в 2 раза. Поэтому появление упругой составляющей не может привести к разрушению материала. Необходимо отметить, что как показали проведенные согласно [26] расчеты, удаление на 3 мм от линии сплавления практически не изменило величину упрочнения материала наплавки.

Выводы

В результате исследований, проведенных методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, установлено, что в исходном состоянии сталь 20 представляет пластинчатый перлит и феррит. Наплавка, выполненная сварочной проволокой типа 35Х5ГФНВМ, привела: 1) к существенному разрушению пластинчатого перлита и полной фрагментации феррита; 2) к выделению мелких частиц цементита округлой формы на границах и в стыках фрагментов феррита, явившихся источниками внутренних локальных напряжений, и созданию упруго-напряженного состояния матрицы стали; 3) к увеличению упрочнения за счет внутренних напряжений и выделения дисперсных частиц в целом по материалу практически в 1,5 раза.

Список литературы

1. Платонова Е.С. Повышение коррозионной стойкости деталей машиностроения // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2015. Т. 17, № 3. С. 41–47.
2. Холодников Ю.В., Таугер В.М. Повышение эксплуатационной надежности горношахтного оборудования путем внедрения ком-

- позитов // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2016. № 7. С. 117–130.
3. Тюрин С.И. Повышение эффективности эксплуатации горного оборудования за счет внедрения новых технологий ремонта // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2016. № 5. С. 136–148.
4. Волежанин И.А., Макаров В.Н., Холодников Ю.В. Аддитивные технологии использования композитов при производстве горных машин // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2017. № 6. С. 32–38.
5. Горленко А.О., Шевцов М.Ю. Повышение качества поверхностного слоя методом комбинированной электромеханической обработки // Современные материалы, техника и технологии. 2018. Т. 20, № 5. С. 1–14.
6. Zhang J., Hassan Saeed M., Li S. Recent progress in development of high-performance tungsten carbide-based composites // Advances in Ceramic Matrix Composites. 2018. P. 307–329.
7. Навроцкий В.Е., Садырева Ю.А. Поверхностное упрочнение деталей // Молодежная наука в развитии регионов. 2019. Т. 1. С. 217–220.
8. Bołoz Ł. Directions for increasing conical picks' durability // New Trends in Production Engineering. 2019. V. 2, N 1. P. 277–287.
9. Евстратов В.А., Воронова Э.Ю., Апачанов А.С., Григорьев В.И., Сухарникова В.А., Бреславцева И.В. Повышение эффективности шнековых модулей горных машин // Горное оборудование и электромеханика. 2021. Т. 154, № 2. С. 42–47.
10. Сериков Д.Ю. Совершенствование конструкций опорных узлов шарошечного бурового инструмента // Сфера. Нефть и Газ. 2022. Т. 85, № 2. С. 40–44.
11. Песин М.В., Макаров В.Ф., Макаренко Е.С., Сахаутдинов Т.И. Актуальные решения в упрочнении высоконагруженных поверхностей деталей бурового и нефтепромышленного оборудования // Сфера. Нефть и Газ. 2022. Т. 85, № 2. С. 56–60.
12. Исафилов Р.Г., Шигин А.О. Модернизация узлов крепления ковшей к органам тяги ковшовых элеваторов // Горное оборудование и электромеханика. 2022. Т. 183, № 5. С. 17–22.
13. Комиссаров А.П., Маслеников О.А., Набиуллин Р.Ш. Инновационные технические решения в экскаваторостроении // Горное оборудование и электромеханика. 2022. Т. 164, № 6. С. 3–9.
14. Андреева Л.И., Абрамов С.В. Полимерные материалы как альтернатива цветным металлам и сплавам при ремонте горной техники // Горное оборудование и электромеханика. 2022. Т. 164, № 6. С. 26–32.
15. Андреева Л.И., Данилкин А.А. Оценка факторов, оказывающих влияние на работоспособность техники, работающей в условиях развития горнотехнических систем // Горное оборудование и электромеханика. 2023. Т. 168, № 4. С. 20–27.
16. Cheluska P., Mikuła S., Mikuła J. Theoretical consideration of fatigue strengthening of conical picks for rock cutting // Tunnelling and Underground Space Technology. 2022. V. 125. P. 104481.
17. Vasilescu M., Dobrescu M. Hardfacing Corrosion and Wear Resistant Alloys. // Advanced Materials Research. 2015. P. 196–205.
18. Okechukwu C., Dahunsi O.A., Oke P.K., Oladele I.O., Dauda M. Review on hardfacing as method of improving the service life of critical components subjected to wear in service // Nigerian Journal of Technology. 2017. V. 36, N 4. P. 1095–1103.
19. Tavakoli Shoushtari M.R. Investigation on Composition and Microstructural Morphology of the Fe–B–C Hardfacing Layers // J. of Environmental Friendly Materials. 2019. V. 3, N 1. P. 1–7.
20. Fedorova L., Fedorov S., Ivanova Yu., Voronina M., Fomina L., Morozov A. Improving drill pipe durability by wear-resistant surfacing // Materialstoday: Proceedings. 2020. V. 30. Part 3. P. 398–403.
21. Taslicukur Ö.Z. Wear behavior and microstructure of Fe–C–Si–Cr–B–Ni hardfacing alloys // Materials Testing. 2021. V. 63. P. 231–234.
22. Tandon D., Li H., Pan Z., Yu D., Pang W. A Review on Hardfacing, Process Variables, Challenges, and Future Works // Metals. 2023. V. 13, N 9. P. 1512.
23. Pryszyzhnyuk P., Shlapak L., Ivanov O., Korniy S., Lutsak L., Burda M., Hnatenko I., Yurkiv V. In situ formation of molybdenum borides at hardfacing by arc welding with flux-cored wires containing a reaction mixture of B4C/Mo // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2020. V. 4, N 12. P. 46–51.
24. Sá de Sousa J.M., Lobato M.Q., Garcia D.N., Machado P.Co. Abrasion resistance of Fe–Cr–C coating deposited by FCAW welding process // Wear. 2021. V. 476, N 15. P. 203688.
25. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Радченко М.В., Князьков К.В., Князьков В.Л. Структурно-фазовое состояние покрытий системы Ni–Cr–B–Si–Fe / WC после плазменно-порошковой наплавки с применением нанопорошков // Изв. вузов. Черная металлургия. 2016. Т. 59, № 4. С. 245–250.

26. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Metallurgia, 1979. 208 с.

27. Попова Н.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никоненко Е.Л., Соловьева Ю.В., Никоненко А.В., Шлярова Ю.А. Внутренние напряжения в поликристаллических материалах (уч. пособие). Новокузнецк: Полиграфист, 2023. 144 с.

28. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // Изв. РАН. Серия физическая. 2004. Т. 68, № 10. С. 1419–1427.

Информация об авторах

А. Н. Смирнов – доктор технических наук, профессор, Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева.

Н. А. Попова – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Томского государственного архитектурно-строительного университета.

Н. В. Абабков – кандидат технических наук, доцент, Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева.

Е. Л. Никоненко – кандидат физико-математических наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного университета.

В. Л. Князьков – кандидат технических наук, доцент, Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева.

Е. Е. Левашова – аспирант, Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева.

References

1. Platonova, E. C. (2015). Increasing the corrosion resistance of mechanical engineering parts. *Vestnik PNIPU. Mashinostroenie, materialovedenie (Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science)*, 17(3), 41–47. (In Russ.).

2. Kholodnikov, Yu. V. & Tauger, V. M. (2016). Improving the operational reliability of mining equipment by introducing composites. *Gornyj informacionno-analiticheskij byulleten' (Mining information and analytical bulletin)*, 7, 117–130. (In Russ.).

3. Tyurin, S. I. (2016). Improving the efficiency of mining equipment operation through the introduction of new repair technologies. *Gornyj informacionno-analiticheskij byulleten' (Mining in-*

formation and analytical bulletin), 5, 136–148. (In Russ.).

4. Vylegzhanin, I. A., Makarov, V. N. & Kholodnikov Yu. V. (2017). Additive technologies for the use of composites in the production of mining machines. *Gornyj informacionno-analiticheskij byulleten' (Mining information and analytical bulletin)*, 6, 32–38. (In Russ.).

5. Gorlenko, A. O. & Shevtsov, M. Yu. (2018). Improving the quality of the surface layer by combined electromechanical processing. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii (Modern materials, equipment and technologies)*, 20(5), 1–14. (In Russ.).

6. Zhang, J., Hassan Saeed, M. & Li, S. (2018). Recent progress in development of high-performance tungsten carbide-based composites. *Advances in Ceramic Matrix Composites*, 307–329.

7. Navrotsky, V. E. & Sadyreva, Yu. A. (2019). Surface hardening of parts. *Molodezhnaya nauka v razvitii regionov (Youth science in the development of regions)*, 1, 217–220. (In Russ.).

8. Boloz, Ł. (2019). Directions for increasing conical picks' durability. *New Trends in Production Engineering*, 2(1), 277–287.

9. Evstratov, V. A., Voronova, E. Yu., Apachanov, A. S., Grigoriev, V. I., Sukharnikova, V. A. & Breslavtseva, I. V. (2021). Improving the efficiency of screw modules of mining machines. *Gornoe oborudovanie i elektromekhanika (Mining equipment and electromechanics)*, 2(154), 42–47. (In Russ.).

10. Serikov, D. Y. (2022). Improving the designs of the support units of the spherical drilling tool. *Sfera. Neft' i Gaz (Sphere. Oil and Gas)*, 2(85), 40–44. (In Russ.).

11. Pesen, M. V., Makarov, V. F., Makarenko, E. S. & Sakhautdinov, T. I. (2022). Current solutions in hardening of highly loaded surfaces of drilling and oilfield equipment parts. *Sfera. Neft' i Gaz (Sphere. Oil and Gas)*, 2(85), 56–60. (In Russ.).

12. Israfilov, R. G. & Shigin, A. O. (2022). Modernization of bucket attachment units to the traction organs of bucket elevators. *Gornoe oborudovanie i elektromekhanika (Mining equipment and electromechanics)*, 5(183), 17–22. (In Russ.).

13. Komissarov, A. P., Maslennikov, O. A. & Nabiullin, R. S. (2022). Innovative technical solutions in excavator construction. *Gornoe oborudovanie i elektromekhanika (Mining equipment and electromechanics)*, 6(164), 3–9. (In Russ.).

14. Andreeva, L. I. & Abramov, S. V. (2022). Polymer materials as an alternative to non-ferrous metals and alloys in the repair of mining equip-

ment. *Gornoe oborudovanie i elektromekhanika (Mining equipment and electromechanics)*, 6(164), 26–32. (In Russ.).

15. Andreeva, L. I. & Danilkin, A. A. (2023). Assessment of factors influencing the performance of equipment operating in the conditions of development of mining systems. *Gornoe oborudovanie i elektromekhanika (Mining equipment and electromechanics)*, 4(168), 20–27. (In Russ.).

16. Cheluszka, P., Mikuła, S. & Mikuła, J. (2022). Theoretical consideration of fatigue strengthening of conical picks for rock cutting. *Tunnelling and Underground Space Technology*, 125, 104481.

17. Vasilescu, M. & Dobrescu, M. (2015). Hardfacing Corrosion and Wear Resistant Alloys. *Advanced Materials Research*, 196–205.

18. Okechukwu, C., Dahunsi, O. A., Oke, P. K., Oladele, I. O. & Dauda, M. (2017). Review on hardfacing as method of improving the service life of critical components subjected to wear in service. *Nigerian Journal of Technology*, 36(4), 1095–1103.

19. Tavakoli, M. R. (2019). Shoushtari Investigation on Composition and Microstructural Morphology of the Fe–B–C Hardfacing Layers. *J. of Environmental Friendly Materials*, 3(1), 1–7.

20. Fedorova, L., Fedorov, S., Ivanova, Yu., Voronina, M., Fomina, L. & Morozov, A. (2020). Improving drill pipe durability by wear-resistant surfacing. *Materialstoday: Proceedings*, 30(3), 398–403.

21. Taslicukur, Ö. Z. (2021). Wear behavior and microstructure of Fe–C–Si–Cr–B–Ni hardfacing alloys. *Materials Testing*, 63, 231–234.

22. Tandon, D., Li, H., Pan, Z., Yu, D. & Pang, W. (2023). A Review on Hardfacing, Process Variables, Challenges, and Future Works. *Metals*, 13(9), 1512.

23. Prysyzhnyuk, P., Shlapak, L., Ivanov, O., Korniy, S., Lutsak, L., Burda, M., Hnatenko, I. & Yurkiv, V. (2020). In situ formation of molybdenum borides at hardfacing by arc welding with flux-cored wires containing a reaction mixture of B4C/Mo. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 4(12), 46–51.

24. Sá de Sousa, J. M., Lobato, M. Q., Garcia, D. N. & Machado, P. Co. (2021). Abrasion resistance of Fe–Cr–C coating deposited by FCAW welding process. *Wear*, 476(15), 203688.

25. Smirnov, A. N., Kozlov, E. V., Radchenko, M. V., Knyazkov, K. V. & Knyazkov, V. L. (2016). Structural and phase state of coatings of the Ni–Cr–B–Si–Fe / WC system after plasma-powder surfacing using nanopowders. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaya metallurgiya (News of higher educational institutions. Ferrous metallurgy)*, 59(4), 245–250. (In Russ.).

26. Goldstein, M. I. & Farber, V. M. (1979). Dispersion hardening of steel. *Metallurgiya, Moscow*. P. 208. (In Russ.).

27. Popova, N. A., Ivanov, Y. F., Gromov, V. E., Nikonenko, E. L., Solovieva, Y. V., Nikonenko, A. V. & Shlyarova, Y. A. (2023). Internal Stresses in Polycrystalline Materials (textbook). *Polygraphist, Novokuznetsk*. P. 144. (In Russ.).

28. Kozlov, E. V., Popova, N. A. & Koneva, N. A. (2004). Fragmented substructure formed in BCC steels at deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 68(10), 1587–1560.

Information about the authors

A. N. Smirnov – Doctor of Technical Sciences, Professor, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University.

N. A. Popova – Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher, Tomsk State University of Architecture and Civil Engineering.

H. V. Ababkov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University.

E. L. Nikonenko – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Tomsk State University of Architecture and Civil Engineering.

B. L. Knyazkov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University.

E. E. Levashova – Postgraduate Student, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University.

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

Статья поступила в редакцию 13.04.2024; одобрена после рецензирования 03.06.2024; принята к публикации 03.07.2024.

The article was received by the editorial board on 13 Apr. 24; approved after reviewing 03 June 24; accepted for publication 03 July 24.