

УДК 669.539.382:669.17:669.046

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ РЕЛЬСОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

В. А. Гришунин¹, О. А. Перегудов², В. Е. Кормышев¹, А. А. Юрьев³,
Ю. Ф. Иванов⁴, В. Е. Громов¹, Е. В. Мартусевич¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

²Омский государственный технический университет (Россия, 644050, Омск, пр. Мира, 11)

³АО «ЕВРАЗ объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, Космическое шоссе, 16)

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/3)

Аннотация. Проведены количественные и качественные исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, поверхности разрушения рельсовой стали, подвергнутой многоцикловой усталости до разрушения с исходной перлитной структурой и после электронно-пучковой обработки в различных режимах. Послойными электронно-микроскопическими исследованиями выявлен градиентный характер структурно-фазовых состояний, характеризующийся закономерным изменением фазового состава и параметров дефектной субструктуры по мере удаления от поверхности облучения. Выявлены и подвергнуты анализу основные факторы и механизмы, определяющие усталостную долговечность рельсовой стали в исходном состоянии и после электронно-пучковой обработки. Установлено, что увеличение усталостной долговечности стали, облученной электронным пучком, обусловлено формированием игольчатого профиля границы раздела, приводящего к диспергированию концентраторов напряжений и способствующего более однородному пластическому течению в подложке.

Ключевые слова: многоцикловая усталость, рельсы, электронно-пучковая обработка

Для цитирования: Гришунин В.А., Перегудов О.А., Кормышев В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Мартусевич Е.В. Повышение усталостной долговечности рельсов электронно-пучковой обработкой // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2022. № 1 (39). С. 56 – 62.

IMPROVEMENT OF RAILS FATIGUE LIFE BY ELECTRON-BEAM PROCESSING

V. A. Grishunin, O. A. Peregudov, V. E. Kormyshev, A. A. Yuriev,
Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, E. V. Martusevich

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

²Omsk State Technical University (11 Mira Ave., Omsk 644050, Russian Federation)

³JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant” (16 Kosmicheskoe Route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654043, Russian Federation)

⁴Institute of High-Current Electronics SB RAS (2/3 Akademicheskii Ave., 634055 Tomsk, Russian Federation)

Abstract. Quantitative and qualitative studies of the structure, phase composition, defective substructure, fracture surface of rail steel subjected to high-cycle fatigue to fracture with the initial pearlite structure and after electron beam treatment (EBT) in various modes were carried out. Layer-by-layer electron microscopic studies revealed the gradient nature of the structural-phase states, which is characterized by a regular change in the phase composition and parameters of the defective substructure with distance from the irradiation surface. The main factors and mechanisms that determine the fatigue life of rail steel in the initial state and after EPO were identified and analyzed. It was established that an increase in the fatigue life of steel irradiated with an electron

beam is due to the formation of an acicular profile of the interface, which leads to dispersion of stress concentrators and contributes to a more uniform plastic flow in the substrate.

Keywords: high-cycle fatigue, rails, electron-beam processing

For citation: Grishunin V.A., Peregudov O.A., Kormyshev V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., V.E. Gromov, Martusevich E.V. Improvement of rails fatigue life by electron-beam processing. *Bulletin of SibSIU*. 2022, no. 1 (39), pp. 56 – 62. (In Russ.).

Введение

Одной из основных причин выхода рельсов из строя является формирование усталостных дефектов при эксплуатации. Вопросы сопротивления усталости и износу – предмет самого тщательного рассмотрения с точки зрения как научных исследований, так и опытно-конструкторских и технологических разработок.

Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка (ЭПО), которая обладает большими возможностями для контроля количества подводимой энергии, создания большой площади воздействия концентрированным потоком энергии на обрабатываемый материал, малыми коэффициентами отражения энергии, высокой концентрацией энергии в единице объема материала [1 – 3].

Принципиально важной особенностью модификации поверхностного слоя низкоэнергетическими высокоинтенсивными электронными пучками является отсутствие выраженной поверхности раздела между модифицированным слоем и объемом материала, что определяет хорошие демпфирующие свойства материала при механических и температурных внешних воздействиях, предотвращая преждевременное зарождение и распространение с поверхности в основной объем материала хрупких микротрещин, приводящих к разрушению [4, 5].

Для установления оптимальных режимов ЭПО необходимо знание закономерностей и физических механизмов формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры поверхностных слоев при электронно-пучковом облучении. Все вышесказанное определяет актуальность настоящей работы.

Целью работы являлось выявление на различных масштабных уровнях закономерностей и физической природы формирования и эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали, подвергнутой электронно-пучковой обработке и последующей многоциклового усталости до разрушения.

Материал и методы исследования

В качестве материала исследования использовалась рельсовая сталь Э76Ф, образцы из которой подвергались нагреву до 1173 К (в течение 2 ч) с последующим охлаждением с печью.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Напряжение циклической нагрузки – 20 МПа, частота нагружения – 20 Гц, температура испытания – 296 К. При испытаниях определялось количество циклов до полного разрушения образцов размерами 8×15×145 мм и концентратором напряжений в виде полукруглого выреза радиусом 10 мм.

Модификацию поверхностного слоя стали осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия. Режим электронно-пучковой обработки: энергия электронов $e_U = 18$ кэВ; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50$ мкс; количество импульсов воздействия $N = 3$; частота следования импульсов $f = 0,3$ Гц; плотность энергии пучка электронов $E_s = 10 \div 30$ Дж/см².

Исследования структурно-фазового состояния и дефектной субструктуры стали осуществляли на расстояниях 0, 10, 40 и 100 мкм методами просвечивающей дифракционной (метод тонких фольг) электронной микроскопии. Для идентификации фаз применялся микродифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующего индицирования микроэлектроннограмм. Морфологию поверхности облучения и поверхность разрушения образцов исследовали методами сканирующей электронной микроскопии.

Результаты и их обсуждение

Термическая обработка стали привела к образованию поликристаллической структуры, представленной зернами структурно свободного феррита и зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии. В небольшом количестве в исследуемой стали присутствует так называемый «псевдоперлит». Зерна

феррита содержат дислокационную субструктуру в виде сеток или в виде хаотически расположенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций составляет примерно $4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Вблизи границ и стыков границ зерен выявляются области с фрагментированной субструктурой; размеры фрагментов изменяются в пределах от 0,3 до 0,4 мкм. В зернах феррита обнаруживается полосовая субструктура и субзерна. Размеры субзерен изменяются в пределах от 0,45 до 0,75 мкм. В ферритных прослойках выявляется дислокационная субструктура преимущественно в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых составляет примерно $2,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В поверхностном слое формируется поликристаллическая структура, средний размер зерен которой при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см^2 составляет примерно 5 мкм. В объеме зерен наблюдается субзеренная структура в виде ячеек. Средний размер ячеек 330 нм; размер реально существующих ячеек изменяется в пределах от 130 до 670 нм.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см^2 сопровождается ростом среднего размера зерна примерно до 8,5 мкм. В объеме зерен в обоих случаях наблюдается структура ячеистой кристаллизации. Увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к росту ячеек кристаллизации, средний размер (d) которых при $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$ составил 352 нм, $d_{\min} = 200 \text{ нм}$, $d_{\max} = 800 \text{ нм}$; при $E_S = 30 \text{ Дж/см}^2$, $d = 427 \text{ нм}$, $d_{\min} = 200 \text{ нм}$, $d_{\max} = 800 \text{ нм}$.

Выполненные исследования показали, что независимо от плотности энергии пучка электронов в анализируемом слое формируется многофазная структура. Основной является α -фаза, представленная мартенситом. Наряду с α -фазой обнаруживаются остаточный аустенит, цементит и графит.

При $E_S = 10 \text{ Дж/см}^2$ наряду со структурой ячеистой кристаллизации, содержащей наноразмерные (50 – 70 нм) кристаллы мартенсита, в поверхностном слое выявляются зерна со структурой пакетного мартенсита, поперечные размеры кристаллитов которых изменяются в пределах от 85 до 220 нм.

Одновременно с этим выявляются зерна, в объеме которых присутствуют области микронных размеров, границы которых оконтуриваются кристаллами мартенсита. В объеме таких областей присутствует сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций составляет примерно $10 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до $20 - 30 \text{ Дж/см}^2$ приводит к формированию в поверхностном слое морфологиче-

ски и размерно однородной структуры пакетного мартенсита. Размеры пакетов (ячеек кристаллизации) изменяются в пределах 0,8 – 1,0 мкм, поперечные размеры кристаллов мартенсита – в пределах до 100 нм.

При $E_S = 10 \text{ Дж/см}^2$ на глубине около 10 мкм формируется многофазная структура, представленная мартенситом пакетной и пластинчатой морфологии, остаточным аустенитом и цементитом. На глубине приблизительно 100 мкм наблюдается структура, подобная структуре исходного состояния. При $E_S = 30 \text{ Дж/см}^2$ фиксируется устойчивое плавление поверхностного слоя стали. Анализ структурно-фазовых градиентов, формирующихся в стали при этом режиме обработки, показал, что слой на расстоянии 10 – 15 мкм от поверхности облучения находится в зоне контакта стали в жидком и твердом состоянии. Основной фазой исследуемого слоя является α -фаза. Особенностью структуры α -фазы, формирующейся в данном слое, является малый размер зерен, величина которых изменяется в пределах от 0,8 до 1,5 мкм. В слое на глубине приблизительно 40 мкм от поверхности обработки формируется многофазная структура, представленная α - и γ -фазами, а также цементитом.

Весьма часто в исследуемом слое выявляются зерна перлита и «псевдоперлита», в объеме которых фиксируются различные стадии термического разрушения пластин цементита и реализации процесса $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В стыках и вдоль границ зерен псевдоперлита располагаются частицы цементита глобулярной морфологии; размеры частиц изменяются в пределах от 15 до 25 нм. В объеме таких зерен и субзерен присутствуют кристаллы пакетного мартенсита, поперечные размеры которых изменяются в пределах 30 – 50 нм.

Усталостные испытания стали выявили зависимость долговечности материала от плотности энергии пучка электронов E_S (рис. 1, кривая 1). Отчетливо видно, что максимальный эффект (увеличение усталостной долговечности стали примерно в 2,5 раза) наблюдается при $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$.

Наиболее ярко процесс порообразования проявляется при исследовании поверхности разрушения стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см^2 . Размеры пор в этом случае изменяются в пределах от 1 до 6 мкм. В стали, обработанной электронным пучком при большей ($20 - 30 \text{ Дж/см}^2$) плотности энергии пучка, размеры пор существенно меньше и составляют 0,3 – 1,0 мкм. Строчки, формируемые порами, выражены менее явно, располагаются на

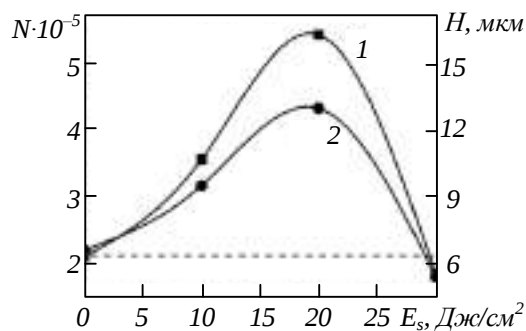


Рис. 1. Зависимость от плотности энергии пучка электронов E_s числа циклов до разрушения N (кривая 1) и толщины H поверхностного слоя, отделенного от основы микропорами (кривая 2). Штриховой линией отмечена величина усталостной долговечности стали в исходном (до обработки электронным пучком) состоянии

Fig. 1. Dependence on the electron beam energy density E_s of the number of cycles to fracture N (curve 1) and the thickness H of the surface layer separated from the base by micropores (curve 2). The dotted line marks the value of the fatigue life of steel in the initial state (before processing with an electron beam)

определенном расстоянии от поверхности облучения, коррелируя с изменением усталостной долговечности стали (рис. 1, кривая 2).

Сопоставляя результаты исследования структуры стали, выявленные методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, можно отметить, что порообразование в стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см², протекает в слое, разделяющем поверхностный слой, упрочненный вследствие формирования мартенситной структуры, и основной объем стали с феррито-перлитной структурой. Граница раздела данных слоев проходит преимущественно по границе раздела зерен и, следовательно, является относительно плоской, предрасположенной к формированию мощных концентраторов напряжений, релаксация которых сопровождается растрескиванием упрочненного слоя.

В стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см², слой, в котором наблюдается порообразование, располагается преимущественно на границе раздела слоя кристаллизации и слоя термического влияния (рис. 2). Слой кристаллизации имеет столбчатую структуру с субмикрокристаллическим поперечным размером столбиков. Следовательно, граница раздела упрочненный слой – основа имеет зубчатый или игольчатый профиль. Последнее, согласно результатам работ школы академика В.Е. Панина, приводит к диспергированию концентраторов напряжений и способствует более однородному пластическому течению в под-

ложке, многократно (примерно в 2,5 раза) повышая усталостную долговечность стали.

Электронно-пучковая обработка стали при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см² сопровождается формированием протяженного упрочненного слоя, концентраторы напряжения в котором формируются в слое высокоскоростной кристаллизации. На это указывает цепочка пор, располагающихся в слое на глубине 6 – 8 мкм. Исследования структуры стали методом тонких фольг, расположенных на данной глубине, выявили высокий уровень внутренних полей напряжений, релаксация которых приводит к формированию многочисленных микротрещин при утонении пластинки в процессе приготовления фольги. Следовательно, основной причиной низкого уровня усталостной долговечности стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см², являются остаточные напряжения, формирующиеся в упрочненном слое.

Выводы

Показано, что облучение рельсовой стали высокоинтенсивным электронным пучком сопровождается плавлением поверхностного слоя и формированием структуры ячеистой кристаллизации. Выявлено расслоение поверхностного слоя стали по углероду с образованием в стыках ячеек кристаллизации частиц графита при высокоскоростной кристаллизации, инициированной обработкой высокоинтенсивным электронным пучком.

Выявлен градиентный характер структуры, формирующейся в поверхностном слое стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком. Показано, что в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения в режиме оплавления в поверхностном (0,5 – 1,0 мкм) слое стали формируется микронеоднородное структурно-фазовое состояние, представленное зернами α -фазы с ячейками кристаллизации, в объеме которых образуются кристаллы мартенсита наноразмерного диапазона, и зернами α -фазы с кристаллами мартенсита субмикронного диапазона.

Выявлен режим облучения высокоинтенсивным электронным пучком, позволяющий примерно в 2,5 раза увеличить усталостную долговечность стали Э76Ф. Показано, что преимущественным местом формирования концентраторов напряжений в облученной электронным пучком стали является граница раздела слоя высокоскоростной кристаллизации и слоя термического влияния (дно ванны расплава). Установлено, что увеличение усталостной

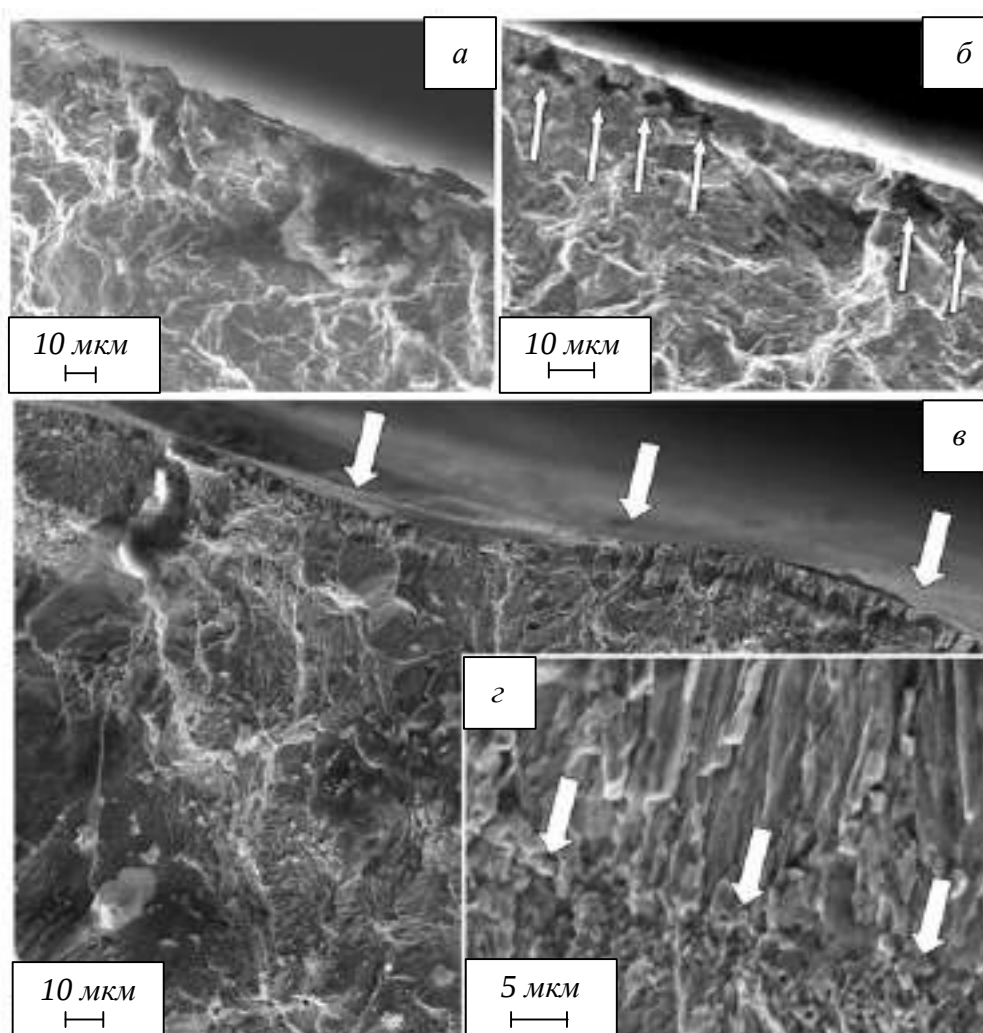


Рис. 2. Поверхность усталостного разрушения рельсовой стали в исходном состоянии (а) и после облучения электронным пучком при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ (б) и $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$ (в, з). На поз. б стрелками показаны поры, расположенные в подповерхностном слое; на поз. в – поверхность, подвергнутая облучению; на поз. з – переходный слой, разделяющий зону кристаллизации и зону термического влияния

Fig. 2. Fatigue fracture surface of rail steel in the initial state (a) and after electron beam irradiation at $E_s = 10 \text{ J/cm}^2$ (б) and $E_s = 20 \text{ J/cm}^2$ (в, з). On pos. б the ar-rows show the pores located in the subsurface layer; in pos. в – the surface ex-posed to radiation; in pos. з is the transition layer separating the crystallization zone and the thermal influence zone

долговечности стали, облученной электронным пучком, обусловлено формированием игольчатого профиля границы раздела, приводящего к диспергированию концентраторов напряжений и способствующего более однородному пластическому течению в подложке.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Advances in Manufacturing Techniques for Materials: Engineering and Engineered. London: CRC Press and Taylor & Francis Inc., 2018. 518 p.
2. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Сизов В.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В. Увеличение усталостной долговечности стали электронно-пучковой обработкой поверхности // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 1. С. 99–104.
3. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Сизов В.В., Воробьев С.В., Базайкин В.И. Увеличение усталостной долговечности нержавеющей стали электронно-пучковой обработкой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 1. С. 66–75.
4. Коновалов С.В., Воробьев С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Комиссарова И.А., Кобзарева Т.Ю. Роль обработки электронными пучками в изменении структуры и фазового состава сталей и сплавов, подвергаемых испытаниям на многоцикловую усталость // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. № 8. С. 95–97.
5. Эволюция структуры и свойств легких сплавов при энергетических воздействиях / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, К.В. Аксё-

нова, Т.Ю. Кобзарева. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2016. 249 с.

REFERENCES

1. *Advances in Manufacturing Techniques for Materials: Engineering and Engineered*. London: CRC Press and Taylor & Francis Inc., 2018, 518 p.
2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sizov V.V., Vorob'ev S.V., Konovalov S.V. Increasing the fatigue life of steel by electron beam surface treatment. *Surface. X-ray, synchrotron and neutron studies*. 2013, no. 1, pp. 99–104. (In Russ.).
3. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Sizov V.V., Vorob'ev S.V., Bazaikin V.I. Increasing the fatigue life of stainless steel by electron beam processing. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*. 2012, no. 1, pp. 66–75. (In Russ.).
4. Konovalov S.V., Vorob'ev S.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Komissarova I.A., Kobzareva T.Yu. The role of electron beam processing in changing the structure and phase composition of steels and alloys subjected to multicycle fatigue tests. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*. 2015, no. 8, pp. 95–97. (In Russ.).
5. Gromov V.E., Konovalov S.V., Aksenova K.V., Kobzareva T.Yu. *Evolution of the structure and properties of light alloys under energy influences*. Novosibirsk: Izd-vo SO RAN, 2016, 249 p. (In Russ.).

Сведения об авторах

Владимир Анатольевич Гришунин, к.т.н., доцент кафедры транспорта и логистики, проректор по управлению имуществом, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: vladimir.grishunin@mail.ru

Олег Александрович Перегудов, к.т.н., помощник ректора по молодежной политике, Омский государственный технический университет
Email: olegomgtu@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5154-5498

Василий Евгеньевич Кормышев, к.т.н., старший научный сотрудник Управления

научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: 89236230000@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Антон Алексеевич Юрьев, к.т.н., менеджером по управлению продуктами и ресурсами, АО «ЕВРАЗ – объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
Email: ant-yurev@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

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

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: gromov@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Елена Владимировна Мартусевич, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: martusevich_ev@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Information about the authors

Vladimir A. Grishunin, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Transport and Logistics, Vice-Rector for Property Complex Management, Siberian State Industrial University
Email: vladimir.grishunin@mail.ru

Oleg A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Assistant Rector for Youth Policy, Omsk State Technical University
Email: olegomgtu@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5154-5498

Vasilii E. Kormyshev, *Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University*
Email: 89236230000@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Anton A. Yuriev, *Sci. (Eng.), Product and resource manager, JSC «EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant»*
Email: ant-yurev@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Yurii F. Ivanov, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief researcher, Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russian Federation*
Email: yufi55@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8022-7958

Viktor E. Gromov, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named*

after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

Elena V. Martusevich, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Natural Sciences named after prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University*
Email: martusevich_ev@physics.sibsui.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

© 2022 г. *В.А. Гришунин, О.А. Перегудов, В.Е. Кормышев, А.А. Юрьев, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Е.В. Мартусевич*
Поступила в редакцию 01.02.2022 г.