УДК 669.539.382:669.7

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Громов В.Е.³, Юрьев А.А.^{3,4}, Перегудов О.А.⁵, Коновалов С.В.⁶, Морозов К.В.⁴, Гришунин В.А.³

ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Методами оптической, просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения твердости и трибологических свойств проведены исследования фазового состава, дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств поверхности катания дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов категории ДТ350 из стали Э76ХФ на глубину до 10 мм после пропущенного тоннажа 691,8 млн. тонн бругто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». Показано, что макроструктура металла исследуемого рельса по осевой ликвации, точечной неоднородности, ликвационным полоскам удовлетворительная. Микроструктура металла сформирована перлитом пластинчатой морфологии 2-3 балла шкалы 1 ГОСТ 8233 с разрозненными участками феррита по границам зёрен, количество которого не превышает 5 % и оценивается баллом 1,5 шкалы 7 ГОСТ 8233. Зерна перлита фрагментированы. Азимутальная составляющая угла полной разориентации фрагментов составляет 1-2 градуса. В объеме пластин феррита перлитных колоний наблюдается субструктура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью 3,2·10¹⁰ см-² и избыточной плотностью 1,6·10¹⁰ см-². После длительной эксплуатации в объеме зерен исходного пластинчатого перлита формируются области, в которых цементит имеет явно выраженную глобулярную форму. В поверхностном слое толщиной до 2 мм относительное содержание таких областей составляет 0,35 структуры перлита. Другой формой деформационного преобразования пластинчатого перлита является разрезание пластин цементита на отдельные части, разделенные ферритными мостиками. При этом общая направленность пластин цементита сохраняется. Относительное содержание участков стали с такой структурой также составляет 0,35. Разрушение пластин цементита сопровождается его растворением, что приводит к увеличению параметра кристаллической решетки α-железа. Установлено, что увеличение твердости поверхности катания на 5% и износостойкости на 10% обусловлено, во-первых, разрушением пластин цементита, во-вторых, формированием твердого раствора углерода в кристаллической решетки α-Fe; в-третьих, увеличением скалярной плотности дислокаций и величины кривизны-кручения кристаллической решетки стали.

Ключевые слова: дифференцированно закаленные рельсы, длительная эксплуатация, фазовый состав, дефектная субструктура.

Ivanov Yu.F.¹⁻², Gromov V.E.³, Yur'ev A.A.^{3,4}, Peregudov O.A.⁵, Konovalov S.V.⁶, Morozov K.V.⁴, Grishunin V.A.³

STRUCTURE AND PROPERTIES GRADIENTS OF SURFACE LAYERS OF DIFFERENTIALLY QUENCHED RAILS AFTER LONG TERM OPERATION

The investigation of phase composition, defect substructure, mechanical and tribological properties of tread surface of 100 meter differentially hardened rails of DT 350 category from (0.76 % C, <1 % Cr, <1 % V) steel to 10 mm depth after the passed tonnage 691.8 mln. t. brutto in the process of field tests on experimental ring of joint-stock company «VNIIZhT» are carried out by methods of optical, transmission electron microscopy, X-ray structural analysis, measuring of hardness and tribological properties. It is shown that the metal macrostructure of the tested rail is satisfactory by the axial segregation, point inhomogeneity and segregation bands. The metal structure is formed by lamellar morphology pearlite (2-3 numbers of scale 1 Russian State Standard 8233) with separated segments of ferrite along the grain boundaries whose quantity is less than 5% and it is estimated by 1.5 number of scale 7 Russian State Standard 8233. The pearlite grains are fragmentary. The azimuthal component of the angle of complete fragment disorientation is 1-2 degrees. The substructure of dislocation chaos and net-like dislocation structure with scalar density 3.2·10¹⁰ cm⁻² and excess density 1.6·10¹⁰ cm⁻² are observed in the volume of ferrite plates of pearlite colonies. The regions with cementite of clearly defined globular shape are formed in the grain volume of the initial lamellar pearlite after long-term operation. In 2 mm thick surface layer the relative content of these regions amounts to 0.35 of pearlite structure. The other form of deformation transformation of lamellar pearlite is the cutting of cementite plates into separate parts divided by ferrite bridges. In this case the general direction of cementite plate is retained. The relative content of steel regions with the similar structure amounts to 0.35 as well. The fracture of cementite plates is accompanied by its dissolution resulting in the increase in parameter of α -iron crystal lattice. It is established that the increase in tread surface hardness by 5% and wear resistance by 10% is caused by first, the fracture of cementite plates; secondly, the formation of carbon solid solution in α -Fe crystal lattice; thirdly, the increase in scalar dislocation density and curvature-torsion value of steel crystal lattice.

Keywords: differentially hardened rails, long-term operation, phase composition, defect substructure.

Введение

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенными изменениями структуры и свойств поверхностных слоев [1-6] и приводит к выходу их из строя по многим причинам [7]. При длительной эксплуатации на поверхности отмечается аномально высокое значение микротвердости и явление деформационно-индуцированного распада цементита, стабильного в обычных условиях. Знание закономерностей и природы формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств в поверхностных слоях рельсов по центральной оси в головке после различных сроков эксплуатации необходимо для создания рельсов с высокими эксплуатационными параметрами.

Для объемно закаленных рельсов, технология производства которых до недавнего времени была основной в России, изменение структурно-фазовых состояний и свойств при длительной эксплуатации проанализировано в [8-12]. Рассмотрение поведения дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов, производство которых в России начато 4 года назад, при длительной эксплуатации не может не вызвать большого интереса. Расширение информации в этой области связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, сопровождающейся изменением (ухудшением) механических свойств. Поэтому выявление природы и закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры в головке 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации приобретает особую актуальность. Целью работы является выявление и анализ закономерностей эволюции структуры и свойств металла рельсов после длительной эксплуаташии.

1. Материал и методы исследования

Материалом исследования являлись дифференцированно закаленные рельсы категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». Результаты проверочного анализа химического состава металла рельсов представленные в таблице 1, показывают, что по содержанию всех химических элементов металл рельсов удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685-2013 для стали марки Э76ХФ.

Элементы Материал	Массовая доля элементов, %													
	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	Ti	N	O ₂	Ο ₂ (ΦΓΑ)
Рельс ДТ350	0,74	0,75	0,60	0,011	0,010	0,42	0,07	0,14	0,04	0,003	0,003	0,012	0,0014	0,0007
Требования ГОСТ Р				Не более			Не более			Не более			Не более	
51685-2013 для стали марки Э76ХФ	0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,020	0,020	0,20-0,80	0,20 ∑(Cu+N	0,20 Ni)≤0,27	0,03-0,15	0,004	0,010	-	0,0020	0,0010

Таблица 1. Химический состав металла рельсов после длительной эксплуатации

Твёрдость металла рельса определяли на поперечном темплете, вырезанном и приготов-

ленном в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685-2013. Износостойкость и коэф-

фициент трения определяли, используя прибор «TRIBOtester»; условия эксперимента приведе-

ны на рис.1.

Test name	· 3 TBM		BOlechnic Itester results		
Operator name	: Liza	Date/Type of test	: 05.06.2017 (Pin-On-Disc)		
Tribo parameters					
Normal load Sliding speed Sliding length Wear track radius	: 10,0 N : 25,0 mm/s : 15,0 m : 2,0 mm	Temperature Humidity Atmosphere Friction threshold	: 25,0 °C : 50,0 %r.H. : air : Not used - Standard f=1,00		
Material static fric	tion partner	Material Sample			
Substrate Coating Supplier Cleaning Dimension Geometry Young modulus	: Tungsten carbide ball : no : no : no : 6000 μm : ball : 610000 MPa	Substrate Coating Supplier Cleaning Young modulus Poisson's ratio	: steel_5 : no : no : no : 0 MPa : 0,00		
Poisson's ratio	: 0,00	Calculations			
Material lubricant Lubricant type : Application method : Volume :		Sample worn track section : Static friction partner worn cap diameter :			
Measured environ	ment	Sample wear rate	:		
Temperature	: 0,0 °C at test start : 0,0 °C at test end	Static friction partnew wear rate	er :		
numuny	: 0,0 % r.H. at test end	Hertz pressure	:		

Рис.1. Параметры трибологических испытаний металла рельсов после длительной эксплуатации

Макроструктуру металла рельсов выявляли в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685-2013 на полнопрофильном темплете, вырезанном из рельса в поперечном направлении, после травления в 50 % водном растворе соляной кислоты. Исследование структуры методами оптической микроскопии проводили на шлифах после электролитического полирования поверхности в 5 % уксусном растворе хлорной кислоты, с последующим травлением в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты.

Исследование фазового состава и состояния кристаллической решетки осуществляли методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-7000s, Shimadzu). Исследование дефектной субструктуры и состояния карбидной фазы рельсов осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (прибор ЭМ-125) [13-16]. Фольги для исследования изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 0 мм (поверхность изделия), 2 мм и 10 мм от поверхности катания вдоль центральной оси.

2. Результаты исследования и их обсуждение

Из результатов измерения твёрдости, представленных в таблице 2, видно что она соответствует требованиям ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350. В таблице 2 также представлены результаты трибологических испытаний металла поверхности катания и на расстоянии 10 мм от поверхности катания по центральной оси, показывающие, что износостойкость (величина, обратная скорости износа) поверхности катания выше.

Таблица 2. Твердость и трибологические свойства металла рельсов после длительной эксплуатации

Место исследования	Твердость НВ	Коэффициент трения, μ	Скорость износа, 10 ⁻⁶ , мм ³ /Н·м
поверхность катания	395	0.43	5.1
10 мм от поверхности	375	0.42	5.5
катания			

Макроструктура металла исследуемого рельса по осевой ликвации, точечной неоднородности, ликвационным полоскам удовлетворительная. Недопустимых по ГОСТ Р 516852013 дефектов макроструктуры не выявлено (рис.2а). С поверхности катания головки после травления выявлена сетка мелких трещин контактно-усталостного происхождения.



Рис.2. Макроструктура металла рельсов после длительной эксплуатации

На травленых шлифах с поверхности катания наблюдаются локальные светлотравящиеся участки наклепанного металла, по которым развивается растрескивание (рис.26, микротрещина указана стрелкой).

Микроструктура металла сформирована перлитом пластинчатой морфологии 2-3 балла шкалы 1 ГОСТ 8233 с разрозненными участками феррита по границам зёрен, количество которого не превышает 5 % и оценивается баллом 1,5 шкалы 7 ГОСТ 8233. Бейнит в микроструктуре исследуемого рельса не выявлен. По мере удаления от поверхности перлит приобретает более грубое строение (рис.3). Величина зерна исследуемого металла оценивается 7 номером шкалы 2 ГОСТ 5639-82.



Рис.3. Микроструктура металла рельсов на расстоянии 2 мм (а) и 22 мм (б) от поверхности катания по центральной оси после длительной эксплуатации

Как было отмечено выше, основной структурной составляющей исследуемой стали является перлит пластинчатой морфологии, характерное изображение которого, полученное методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ), приведено на рис.4. Отчетливо видно, что перлит несовершенен: наблюдается искривление пластин цементита, разрывы пластин цементита (ферритные мостики), в объеме пластин феррита присутствуют включения цементита глобулярной формы.

Зерна перлита разделены на слабо разориентированные области, имеющие удлиненную форму (средние продольные размеры 400 нм, поперечные размеры 250 нм) (рис.5). Азимутальная составляющая угла полной разориентации таких областей, определяемая при анализе микроэлектронограмм [13], составляет 1-2 градуса.



Рис.4. Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита металла рельсов на расстоянии 10 мм от поверхности катания по центральной оси



Рис.5. ПЭМ изображение областей разориентации пластинчатого перлита. Расстояние 10 мм от поверхности катания по центральной оси

В объеме пластин феррита перлитных колоний наблюдается дислокационная субструктура, характерное электронно-микроскопическое изображение которой представлено на рис.6. По морфологическому признаку в исследуемой стали выявляется субструктура дислокационного хаоса (рис.6, а) и сетчатая дислокационная субструктура (рис.6б). Скалярная плотность дислокаций, измеренная методом случайно брошенных секущих [13, 14], составляет 3,2·10¹⁰ см⁻².



Рис.6. ПЭМ изображение дислокационной субструктуры металла рельсов на расстоянии 10 мм от поверхности катания по центральной оси

Анализ перлитной структуры методами ПЭМ тонких фольг выявил наличие на электронно-микроскопических изображениях зерен перлита изгибных экстинкционных контуров (рис.7). Присутствие изгибных экстинкционных контуров указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки анализируемого участка фольги [13, 14]. Выполненные исследования показывают, что источниками изгибакручения кристаллической решетки (концентраторами напряжения) являются преимущественно границы раздела пластин феррита и цементита. В большинстве наблюдаемых случаев контуры располагаются перпендикулярно границе раздела (рис.7а). Источником кривизныкручения кристаллической решетки материала могут являться и торцы пластин цементита (рис.7б).



Рис.7. ПЭМ изображение изгибных экстинкционных контуров (указаны стрелками) в структуре пластинчатого перлита металла рельсов на расстоянии 10 мм от поверхности катания по центральной оси

В ряде работ [17-25] коллектива исследователей под руководством профессоров Э.В. Козлова и Н.А. Коневой было показано, что оценку величины градиента кривизны-кручения кристаллической решетки χ можно проводить, используя следующее соотношение:

$$c = \frac{\partial j}{\partial \mathbf{l}} = \frac{0.017}{h}, \qquad (1)$$

где h – поперечные размеры изгибного контура экстинкции.

Кривизна-кручение кристаллической решетки может иметь как пластическую, так и упругую составляющие. Пластическая составляющая кривизны-кручения кристаллической решетки χ обусловлена группированием в локальных участках материала избыточной плотности дислокаций r_{\pm} (дислокаций одного знака). Величина r_{\pm} связана с χ через вектор Бюргерса дислокаций *b* соотношением

$$r_{\pm} = \frac{c}{b} \,. \tag{2}$$

Используя соотношения (1) и (2), была проведена оценка избыточной плотности дислокаций зерен перлита, среднее значение которой оказалось равным 1,6·10¹⁰ см⁻², что в два раза меньше величины скалярной плотности дислокаций. Данный факт означает, что упругая составляющая изгиба-кручения кристаллической решетки зерен перлита отсутствует, т.е. кривизна-кручение кристаллической решетки имеет исключительно пластический характер.

Как было показано выше (рис.2б), на травленых шлифах поверхности катания выявляются локальные светлотравящиеся участки наклепанного металла, по которым развивается растрескивание. Исследования, выполненные методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, выявили множественные преобразования пластинчатого перлита, обусловленные его разрушением. На рис.8 представлено характерное изображение структуры перлита, присутствующего в поверхностном слое толщиной до 2 мм. Отчетливо видно, что после длительной эксплуатации в объеме зерен исходного пластинчатого перлита формируются области, в которых цементит имеет явно выраженную глобулярную форму. Выполненные оценки показали, что в поверхностном слое толщиной до 2 мм относительное содержание таких областей составляет 0,35 структуры перлита. Другой формой деформационного преобразования пластинчатого перлита является разрезание пластин цементита на отдельные части, разделенные ферритными мостиками.

При этом общая направленность пластин цементита сохраняется. Относительное содержание участков стали с такой структурой также составляет 0,35.

Деформационное преобразование структуры перлита, сопровождающееся диспергирование цементита, приводит, по всей видимости, к искажению его кристаллической решетки. На микроэлектронограмме (рис.9в), полученной со структуры разрушенного перлита (рис.9а), наблюдается квазикольцевое расположение рефлексов карбидной фазы. При этом рефлексы карбидной фазы имеют азимутальное и радиальное уширения.







Рис.9. ПЭМ изображение структуры перлита поверхностного слоя; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [012]Fe₃C; в – микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

Деформационное преобразование структуры перлита сопровождается увеличением скалярной и избыточной плотности дислокаций до значений 4,1·10¹⁰ см⁻² и 2,5·10¹⁰ см⁻², соответственно. Одновременно с этим фиксируются области, в которых кривизна-кручение кристаллической решетки имеет не только пластический, но и упругий характер.

Разрушение пластин цементита сопровождается его растворением с последующим встраивание атомов углерода в кристаллическую решетку α-железа. Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что параметр кристаллической решетки α -железа поверхности катания составляет 0,28782 нм, что выше параметра решетки чистого железа (a = 0,2866 нм) [22]. Используя выражения, приведенные в [23] и связывающие изменение параметра кристаллической решетки α -железа с увеличением концентрации углерода в твердом растворе, получили значение $\Delta C(\alpha$ -Fe) = 0,0284 вес. %.

Результаты механических и трибологических испытаний, представленные в таблице 2, показывают, что поверхностный слой металла рельсов обладает более высокими значениями твердости и износостойкости относительно слоя, расположенного на глубине 10 мм. Результаты качественного и количественного анализа структуры металла рельсов позволяют высказать суждение о физической природе увеличения данных характеристик стали. Очевидно, что упрочнение стали имеет многофакторный характер и обусловлено, во-первых, частицами карбидной фазы, расположенными на границах, субграницах и элементах дислокационной субструктуры (дисперсионное упрочнение); во-вторых, формированием дислокационной субструктуры с высокой плотностью дислокаций; в-третьих, внутренними полями напряжений, вызванными несовместностью деформации кристаллических решеток α-фазы и частиц карбидной фазы, и, в-четвертых, формированием твердого раствора углерода в кристаллической решетке α-железа.

Заключение

Методами современного физического материаловедения проведены исследования фазового состава, дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств металла поверхности катания дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИ-ИЖТ». Установлено, что эксплуатация рельсов сопровождается, во-первых, формированием сетки мелких трещин контактно-усталостного происхождения; во-вторых, разрушением пластин цементита перлитных колоний, выявляемое в поверхностном слое толщиной ≈2 мм; втретьих, формированием твердого раствора углерода в кристаллической решетке на основе αжелеза и, в-четвертых, увеличением скалярной плотности дислокаций и величины кривизныкручения кристаллической решетки стали. В совокупности данные преобразования структуры поверхностного слоя приводят к увеличению твердости металла поверхности катания рельсов на ≈ 5 % и износостойкости на ≈ 10 %.

Список используемой литературы

1. Перегудов О.А., Морозов К.В., Громов В.Е., Глезер А.М., Иванов Ю.Ф. Формирование полей внутренних напряжений в рельсах при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. 2015. №11. С. 34-37. 2. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Алсараева К.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. Изменение структуры и свойств поверхностных слоев головки рельсов после длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. т.12. №2. С. 203-208.

3. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Алсараева К.В. Эволюция структуры и свойств поверхностного слоя рельсов при длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения. 2015. 3(83). С. 30-38.

4. Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Громов В.Е. Эксплуатация рельсовой стали: деградация структуры и свойств поверхностного слоя // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2016. т.59. №8. С. 576-580.

5. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Глезер А.М., Перегудов О.А., Морозов К.В. Природа деградации структуры поверхности катания рельсов при эксплуатации // Известия РАН. Серия физическая. 2016. т.80. №12. С. 1682-1687.

6. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels: Effect of High Strain Rate Deformation // Steel tech, 2008. V.3. No.1. Pp. 19-23.

7. Шур Е.А. Повреждение рельсов. М.: Интекст. 2012. 192 с.

8. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation // Journal of surface investigation. X-ray, synchrotron and neutron techniques. 2015. V.9. No.6. P. 1292-1298.

9. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Peregudov O.A., Morozov K.V., Wang X.L., Dai W.B., Ponomareva Yu.V., Semina O.A. Evolution of structure and properties of railhead fillet in long-term operation // Materials and Electronics Engineering. 2015. V.2. No.4. P. 1-4.

10. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of the structure and phase states of rails in prolonged operation // Steel in translation. 2015. V.45. No.4. P. 254-257.

11. Peregudov O.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V., Semina O.A. Structure-phase states evolution in rails during a long operation // AIP conference proceedings. 2015. V.1683. No.020179 (4 p).

12. Gromov V.E., Morozov K.V., Yur'ev A.B., Peregudov O.A. Fragmentation of the grain struc-

ture of quenched rails // Steel in translation. 2015. V.45. No.10. P. 759-761.

13. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

14. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

15. Kumar C.S.S.R. (Ed.) Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials --New York: Springer. 2014. 717 p.

16. Barry Carter C., David B., Transmission Electron Microscopy / Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.

17. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Сб. трудов международной конференции. Томск: ТГУ, 1990. С. 83-93.

18. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. С. 123-186.

19. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.

20. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н. Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: Изд. Центр СибГИУ, 2015. 177 с.

21. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И., Целлермаер В.Я., Иванов Ю.Ф. и др. Физика и

механика волочения и объемной штамповки. М.: Недра, 1997. 293 с.

22. Физические величины: Справочник / П.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатом издат, 1991. 1232 с.

23. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.

24. Безносюк С.А., Потекаев А.И., Старостенков М.Д. Теоретические основы компьютерного наноинжиниринга биомиметических наносистем : монография / М. С. Жуковский [и др.] ; Алтайский гос. ун-т [и др.]. Томск, 2011. 236 с.

25. Полетаев Г.М., Дмитриенко Д.В., Старостенков М.Д. Атомная структура тройных стыков границ наклона в никеле // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. т.9. №3. С. 344-348.

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия.

²Томский политехнический университет, Томск, Россия.

³Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

⁴AO «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия.

⁵Омский государственный технический университет, Омск, Россия.

⁶Самарский национальный исследовательский университет, Самара, Россия.

Подписано в печать 24.08.17.

Сведения об авторах

Иванов Юрий Федорович, д.ф.-м.н., профессор, г.н.с. ИСЭ СО РАН, ТПУ, yufi@mail.ru

Громов Виктор Евгеньевич, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой СибГИУ, gromov@physics.sibsiu.ru

Юрьев Антон Алексеевич, соискатель СибГИУ, ant-yurev@yandex.ru

Перегудов Олег Александрович, помощник ректора ОМГТУ, olegomgtu@mail.ru

Коновалов Сергей Валерьевич, д.т.н., профессор, зав. кафедрой СНИУ, ksv@ssau.ru

Морозов Константин Викторович, к.т.н., начальник прокатного производтсва АО "EBPA3-3CMK", morozov_kv75@mail.ru Гришунин Владимир Анатольевич, к.т.н., главный инженер СибГИУ, vladimir.grishunin@mail.ru