

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В РЕЛЬСАХ ВЫСШЕЙ КАТЕГОРИИ КАЧЕСТВА*

Перегудов О.А.¹, соискатель степени к.т.н кафедры физики

им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Громов В.Е.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики им. В.М. Финкеля

Иванов Ю.Ф.^{2,3}, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор (yuf55@mail.ru)

Морозов К.В.¹, инженер, соискатель степени к.т.н кафедры физики

им. В.М. Финкеля (morozov_kv75@mail.ru)

Коновалов С.В.¹, д.т.н., профессор кафедры физики им. В.М. Финкеля (konvalov@physics.sibsiu.ru)

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

² Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

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

Аннотация. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлены количественные параметры структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры в объемно-закаленных рельсах высшей категории качества. По морфологическому признаку были выделены следующие структурные составляющие рельсовой стали: перлит пластинчатый, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале 0,68; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,28, остальное – зерна структурно свободного феррита. Выполнен анализ изгибных контуров экстинкции и показано, что концентраторами напряжений в исследуемой стали являются границы раздела пластин цементита зерен перлита, границы раздела зерен перлита и зерен феррита и границы раздела глобулярные частицы второй фазы – ферритная матрица. Установлено, что границы раздела частица – матрица являются наиболее значимыми концентраторами напряжений и могут быть отнесены к предпочтительным местам формирования трещин.

Ключевые слова: рельсы, структура, фазовый состав, дислокационная субструктура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-4-256-260

Высокоуглеродистые стали характеризуются многообразием формирующихся в них структур, механизм образования которых существенным образом зависит от режима термической обработки [1, 2]. Для термического упрочнения рельсов широко распространены объемная закалка в масле и отпуск, которые позволяют получить в закаленных рельсах однородную структуру сорбита или троосто-сорбита закалки [3, 4].

Экспериментальное исследование структуры, фазового состава, формирующихся в сечении рельсов в результате термомеханических воздействий, очень важно для понимания физической природы превращений, необходимо для возможности целенаправленно формировать механические и эксплуатационные свойства. Для установления природы и механизмов формирования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры и установления оптимальных режимов термомеханической обработки особое зна-

чение приобретают количественные параметры тонкой структуры [5 – 7].

Целью настоящей работы является анализ структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в объемно закаленной рельсовой стали.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали категории «В» (термоупрочненные рельсы высшего качества) по ГОСТ 51685 – 2000. Рельсы после прокатки подвергали традиционной термической обработке: объемной закалке в масле с последующим высоким отпуском. Исследование структурно-фазового состояния стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг [8] в слое, расположенном на расстоянии 2 мм от поверхности катания по центральной оси.

По морфологическому признаку были выделены следующие структурные составляющие рельсовой стали: перлит пластинчатый, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются

* Работа выполнена при финансовой поддержке государственно-го задания № 15-12-000-10 на выполнение научно-исследовательской работы.

зерна перлита, относительное содержание которых в материале 0,68, относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,28, остальное – зерна структурно свободного феррита.

Пластинчатый перлит рельсовой стали морфологически и структурно несовершенен. По классификации, подробно рассмотренной в работе [9], наиболее часто встречающиеся морфологические несовершенства пластинчатого перлита: ферритные мостики (участки феррита, разделяющие пластину цементита), различного типа сrostки пластин цементита; криволинейность и непараллельность пластин цементита (феррита). Структурные несовершенства пластин феррита колоний перлита связаны с наличием в них дислокационной субструктуры. Установлено, что дислокации в ферритных пластинах могут быть распределены хаотически или формировать сетчатую субструктуру. Скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций, определенная методом случайно брошенной секущей [8], составляет примерно 10^{10} см^{-2} . Сетчатая дислокационная субструктура в колонии перлита, как правило, формируется в ферритных мостиках, скалярная плотность дислокаций в такой структуре достигает $5,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Данный факт свидетельствует о том, что одним из основных источников формирования дислокационной субструктуры ферритных пластин являются термические напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического расширения феррита и цементита [9]. Дефектными являются и пластины цементита. При исследовании перлита методом темного поля выявляется блочная структура пластин цементита, размеры блоков изменяются в пределах 15 – 25 нм.

Оценка дисперсности структуры пластинчатого перлита методами просвечивающей электронной микроскопии сопряжена с методическими трудностями, которые обусловлены возможным перекрытием пластин феррита пластинами цементита при проектировании их изображения на экран. При наблюдении колонии перлита на экране микроскопа проекция пластины цементита, как правило, увеличена на величину «тени» от пластины цементита, появление которой связано с наклоном пластин к плоскости фольги. Проекция ферритной составляющей на экране, соответственно, уменьшена на величину «тени» от цементитной пластины [9]. Чтобы избежать различного рода пересчетов, учитывающих этот эффект, в настоящей работе дисперсность перлита оценивали по межпластинчатому расстоянию – суммарной ширине двух рядом расположенных пластин (феррита и цементита). Выполненные таким образом оценки показали, что межпластинчатое расстояние колоний перлита изменяется в пределах 80 – 100 нм. Следуя ГОСТ 8233 – 56, можно сказать, что перлитная структура исследуемой рельсовой стали относится к первому баллу, характеризуется как сорбитообразная, тип структуры – троостит.

Зернами структурно свободного феррита в настоящей работе названы зерна феррита, свободные от выделений цементита. В подавляющем большинстве случаев зерна структурно свободного феррита располагаются вдоль границ зерен перлита в виде протяженных прослоек или цепочек отдельных зерен, поперечные размеры которых изменяются в пределах 0,5 – 2,0 мкм. В объеме зерен структурно свободного феррита присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, а также сетчатая и фрагментированная дислокационная субструктура. В объеме фрагментов наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток и хаотически распределенных дислокаций. Скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций составляет примерно 10^{10} см^{-2} , скалярная плотность дислокаций, формирующих сетки, – $4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Зерна феррита, в объеме которых присутствуют частицы цементита глобулярной или пластинчатой формы, условно названы зернами феррито-карбидной смеси. По форме и взаимному расположению частиц цементита зерна феррито-карбидной смеси можно условно разделить на три подгруппы. К первой из них можно отнести зерна, в которых частицы цементита имеют форму коротких пластин (рис. 1, а). По морфологическому признаку такую структуру можно отнести к структуре, формирующейся по бейнитно-

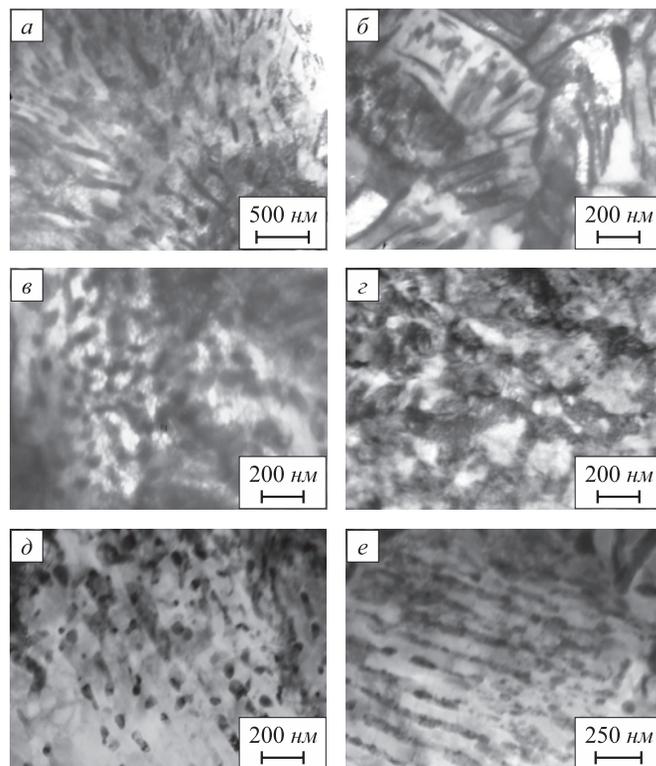


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение частиц карбидной фазы, присутствующих в зернах феррито-карбидной смеси

Fig. 1. Electron microscope image of the particles of carbide phase, present in the grains of ferrite-carbide mixture

му механизму, а именно, к верхнему бейниту [2, 8]. Ко второй подгруппе можно отнести зерна, в которых частицы цементита округлой формы расположены хаотически в объеме зерна (рис. 1, б). Можно предположить, что такие зерна сформировались по диффузионному механизму и являются глобулярным перлитом [9]. Третья подгруппа – зерна, в которых частицы цементита округлой (глобулярной) формы расположены параллельными рядами (рис. 1, в). По-видимому, структура таких зерен сформировалась по сдвиговому механизму и является пакетным мартенситом [2]. Выделение частиц цементита по границам кристаллов является результатом отпуска закалочной структуры.

В объеме зерен первой и третьей подгрупп присутствует преимущественно сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой составляет $(5 \div 6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В зернах второй подгруппы наблюдается сетчатая, ячеисто-сетчатая дислокационные субструктуры, а также дислокации, распределенные хаотически (рис. 2, а). Довольно часто в границах ячеек, а также в объеме ячеек присутствуют частицы карбидной фазы (рис. 2, б, в). В первом случае размеры частиц 30 – 50 нм, во втором – 10 – 15 нм. Скалярная плотность дислокаций в зернах феррито-карбидной смеси изменяется в весьма широких пределах: от 10^{10} см^{-2} в областях со структурой дислокационного хаоса, до $(7 \div 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в сетчатой субструктуре, расположенной вблизи частиц карбидной фазы. Следует отметить, что отпуск стали сопровождается разрушением малоугловых границ кристаллов пакетного мартенсита (рис. 2, г). В этом случае формируются области (субзерна) размерами до 0,5 мкм.

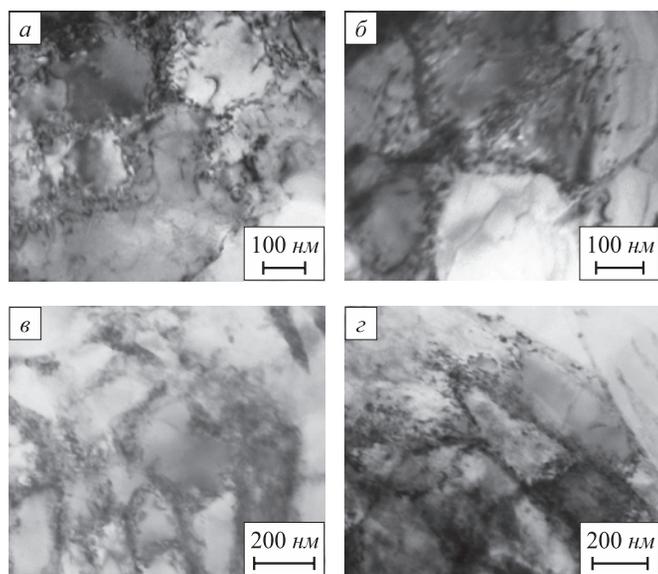


Рис. 2. Типы дислокационных субструктур, формирующихся в зернах феррито-карбидной смеси

Fig. 2. Types of dislocation substructures, formed in the grains of ferrite-carbide mixture

Исследования выявили на электронно-микроскопических изображениях структуры стали изгибные контуры экстинкции [8] (рис. 3). Наличие на электронно-микроскопических изображениях структуры изгибных контуров экстинкции указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал. Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений, то есть выявить концентраторы напряжений. В результате выполненных исследований установлено, что концентраторами напряжений в исследуемой стали являются границы раздела пластин цементита зерен перлита (рис. 3, а), границы раздела зерен перлита и зерен феррита (рис. 3, б). В этом случае контур начинается от границы раздела пластин и/или зерен. Довольно часто источниками полей напряжений являются частицы второй фазы, расположенные по границам и в объеме зерен (рис. 3, в, г).

Экспериментально показано, что амплитуда внутренних полей напряжений обратно пропорциональна ширине изгибного экстинкционного контура [10, 11]. Выполненные в настоящей работе оценки показывают, что средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зернах перлита (контуров, формирующихся от границы раздела пластин цементита и феррита), составляет 80 нм. Средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зернах феррито-карбидной смеси (генерируемых глобулярными частицами), составляет 25 нм. Следовательно, границы раздела частица–матрица являются наиболее значимыми концентраторами напряжений и могут быть отнесены к предпочтительным местам формирования трещин.

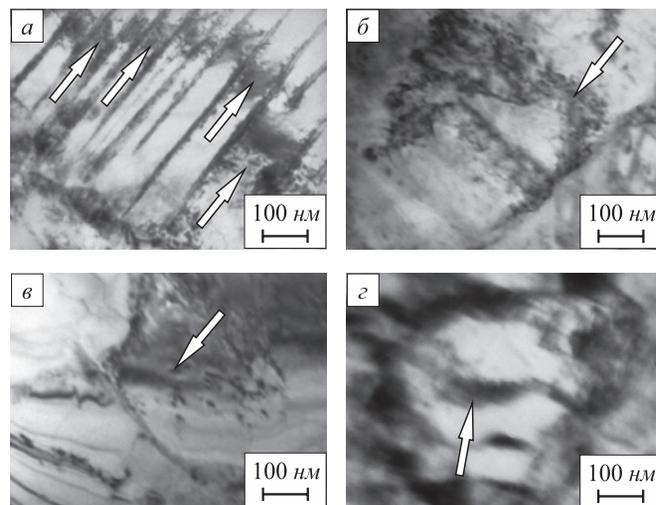


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в рельсовой стали (стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры)

Fig. 3. Electron microscope image of the structure, formed in rail steel (the pointers indicate the flexural extinction contours)

Выводы. Выполненные электронно-микроскопические исследования фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали, подвергнутой объемной закалке и последующему отпуску, выявили присутствие целого спектра структур: перлита пластинчатого, перлита глобулярного, бейнита, мартенсита, зерен структурно свободного феррита. Такое многообразие структур обусловлено как элементным составом стали, так и режимом ее обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1983. – 435 с.
2. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Этин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
3. Ворожичев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. – 351 с.
4. Железнодорожные рельсы из электростали / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: НПК, 2006. – 388 с.
5. Громов В.Е., Гришунин В.А., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В. Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 3. С.50 – 56.
6. Ren An-chao, Ji Ju, Zhou Gui-Tang et al. Hot Deformation Behavior of V-Microalloyed Steel // J. of Iron and steel international. 2010. Vol. 17(8). P. 55 – 60.
7. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А., Райков С.В., Коновалов С.В. Масштабные уровни структурно-фазовых состояний и усталостная долговечность рельсовой стали после электронно-пучковой обработки // Успехи физики металлов. 2013. Т. 14. № 1. С. 67 – 83.
8. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xian-ming. Surface Temperature Change of U75V 60 kg /m Heavy Rail During Heat Treatment // Journal of iron and steel research, international. 2013. Vol. 20 (2). P. 33 – 37.
9. Mingxin G., Hua S., Hao J., et al. Study on the Temperature Changing Rules of U75V Rail in the Cooling Process // Advanced in Control Engineering and Information Science. 2011. Vol. 15. P. 4579 – 4584.
10. Olivares R.O., Garcia C.I., DeArdo A., et al. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use // Wear. 2011. Vol. 271. P. 364 – 373.
11. Liu Cheng-jun, Huang Ya-he, Jiang Mao-fa. // Journal of iron and steel research, international. 2011. Vol. 18 (3). P. 52 – 58.
12. Shariff S.M., Pal T.K., Padmanabham G., et al. Effects and Mechanisms of RE on Impact Toughness and Fracture Toughness of Clean Heave Rail Steel // Surface and Coatings Technology. 2013. Vol. 228. P. 14 – 26.
13. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металлловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
14. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: ВО Наука, 1993. – 280 с.
15. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
16. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В., Козлов В.И. Базайкин и др. – Недра, 1997. – 293 с.

Поступила 1 июля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 4, PP. 256–260.

FORMATION OF STRUCTURE-PHASE STATES IN RAILS OF HIGH QUALITY CLASS

O.A. Peregudov¹, V.E. Gromov¹, Yu.F. Ivanov^{2,3}, K.V. Morozov¹, S.V. Kononov¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

² National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

³ Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

Abstract. The quantitative parameters of structure phase states and dislocation substructure in volumetric quenched rails of high quality class were established by methods of transmission electron diffraction microscopy. In accordance with the morphological indication the following structure constituents of rail steel were selected: plate perlite, grains of ferrite-carbide mixture and grains of structure-free ferrite. The grains of perlite are main type of steel structure, their relative content is 0.68; relative content of ferrite-carbide grains is 0.28; the grains of structure free ferrite is rest. The analysis of curvature extinction contours was carried out and it was shown that interfaces of cementite plates of perlite grains; interfaces of perlite and ferrite grains; interfaces of globular particles of carbides – ferrite matrix are the sources of stress concentrators. It was established that interfaces of globular particles of carbides – ferrite matrix are the places with the highest value of stress concentrates. They were regarded as the places of possible crack formation.

Keywords: rails, structure, phase composition, dislocation substructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-4-256-260

REFERENCES

1. *Metallvedenie i termicheskaya obrabotka stali. Spravochnik* [Physical metallurgy and thermal treatment of steel. Reference

book]. Bernshtein M.L., Rakhshadt A.G. eds. Moscow: Metallurgiya, 1983, 435 p. (In Russ.).

2. Kurdyumov V.G., Utevsii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
3. Vorozhichev V.I. *Sostav i tekhnologiya proizvodstva rel'sov povyshennoi rabotosposobnosti* [Composition and production technology of rails with increased efficiency]. Novokuznetsk: Novokuznetskii poligraficheskii kombinat, 2008, 351 p. (In Russ.).
4. Kozylev N.A., Pavlov V.V., Godik L.A., Dement'ev V.P. *Zheleznodorozhnye rel'sy iz elektrostali* [Electric steel rails]. Novokuznetsk: NPK, 2006, 388 p. (In Russ.).
5. Gromov V.E., Grishunin V.A., Ivanov Yu.F., Kononov S.V. Increase in fatigue endurance of rail steel with electron-beam treatment. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2012, no. 3, pp. 50–56. (In Russ.).
6. Ren An-chao, Ji Ju, Zhou Gui-Tang et al. Hot Deformation Behavior of V-Microalloyed Steel. *J. of Iron and steel international*. 2010, vol. 17(8), pp. 55–60.
7. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Grishunin V.A., Raikov S.V., Kononov S.V. Scale levels of structural-phase states and fatigue life of rail steel after electron-beam treatment. *Uspekhi fiziki metallov*. 2013, vol. 14, no. 1, pp. 67–83. (In Russ.).
8. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xian-ming. Surface Temperature Change of U75V 60 kg/m Heavy Rail During Heat Treatment. *Journal of iron and steel research, international*. 2013, vol. 20 (2), pp. 33–37.
9. Mingxin G., Hua S., Hao J., etc. Study on the Temperature Changing Rules of U75V Rail in the Cooling Process. *Advanced in Control Engineering and Information Science*. 2011, vol. 15, pp. 4579–4584.

10. Olivares R.O., Garcia C.I., DeArdo A., et al. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use. *Wear*. 2011, vol. 271, pp. 364–373.
11. Liu Cheng-jun, Huang Ya-he, Jiang Mao-fa. *Journal of iron and steel research, international*. 2011, vol. 18 (3), pp. 52–58.
12. Shariff S.M., Pal T.K., Padmanabham G., et al. Effects and Mechanisms of RE on Impact Toughness and Fracture Toughness of Clean Heave Rail Steel. *Surface and Coatings Technology*. 2013, vol. 228, pp. 14–26.
13. Utevskaia L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metalovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
14. Tushinskii L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Perlite structure and constructional steel durability]. Novosibirsk: VO Nauka, 1993, 280 p. (In Russ.).
15. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruktivnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Hardened structural steel: structure and hardening mechanisms]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010. 174 p. (In Russ.).
16. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I., Ivanov Yu.F. etc. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and

dragging and die forging mechanics]. Moscow: Nedra, 1997, 293 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the state task no. 15-12-000-10 for the scientific-research work.

Information about the authors:

O.A. Peregudov, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

(gromov@physics.sibsiu.ru)

V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Leading Researcher, Professor (yu-f55@mail.ru)

K.V. Morozov, Engineer, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

(morozov_kv75@mail.ru)

S.V. Kononov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (kononov@physics.sibsiu.ru)

Received July 1, 2015