

Формирование градиентов структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в рельсах при дифференцированной закалке

Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, К. В. Волков, К. В. Морозов,
С. В. Коновалов, К. В. Алсараева

Дифференцированная закалка рельсов сопровождается формированием морфологически различной структуры, образующейся по диффузионному механизму $\gamma - \alpha$ превращения и состоящей из зерен пластинчатого перлита, свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси. Методами просвечивающей электронной микроскопии проведен послойный анализ дифференцированно закаленных рельсов и установлены количественные параметры градиентов структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры. Установлено, что максимальный уровень дальнедействующих полей напряжений формируется на границе раздела глобулярные частицы цементита – матрица.

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

The differentiated quenching of rails is accompanied by the formation of morphologically different structure, being produced according to the diffusion mechanism of $\gamma - \alpha$ transformation and consisting of plate perlite grains, free ferrite grains and grains of ferrite-carbide mixture. Using transmission electron microscopy methods the layer by layer analysis of differentiated quenched rails is carried out and quantitative parameters of structure, phase composition and dislocation substructure gradients are established. It is shown that the maximum level of the far acting stress fields is forming on the boundaries of globular cementite particles-matrix.

Key words: rails, structure, phase composition, dislocation substructure, gradients.

Введение

В последнее десятилетие внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к изучению градиентных структурно-фазовых состояний, придающим изделиям комплекс высоких эксплуатационных свойств [1, 2].

Одними из основных технологических факторов производства, влияющих на эксплуатационный ресурс рельсов, является вид нагрева при термообработке и тип закалочного охлаждения. Данные факторы, управляя эксплуатационными свойствами рельсового проката, во многом определяют структурно-фазовыми состояниями и дефектной субструктурой, формирующимися в сечении рельсов на различных масштабных уровнях [3, 4].

Объемная закалка в масле с печного нагрева, обычно применяемая при производстве 25 м рельсов, заменяется дифференцированной термообработкой сжатым воздухом с прокатного нагрева в современном производстве 100м рельсов [5, 7].

Для выявления природы и механизмов формирования структуры, фазового состава и дефектной структуры и, как следствие, установления оптимальных режимов обработки, принципиально важное значение приобретает выявление количественных закономерностей образования градиентных структурно-фазовых состояний и параметров тонкой структуры рельсов на различных масштабных уровнях [8-12].

Цель настоящей работы — изучение методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ)

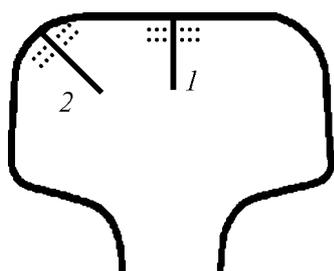


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при ПЭМ исследованиях. Сплошными линиями выделены направления по центральной оси (1) и по выкружке (2); пунктирными линиями условно указаны места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг.

градиентных фазовых и структурных состояний, формирующихся в головке рельсовой стали, подвергнутой дифференцированной закалке.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали образцы рельсов из стали Э76ХФ (категория рельсов ДТ350 (предел прочности $\sigma_B = 1290$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 880$ МПа, относительное удлинение $\delta = 11\%$, относительное сужение $\psi = 37\%$), ГОСТ Р51685-2000), прошедшей дифференцированную закалку сжатым воздухом.

Исследование структурно-фазовых состояний стали и дефектной субструктуры осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг [13, 14]. Анализировали структуру вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке (рис. 1) в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности катания.

Результаты исследования и их обсуждение

По морфологическому признаку методами ПЭМ были выделены следующие структурные составляющие рельсовой стали: перлит пластинчатый, являющийся основной составляющей структуры исследуемой стали, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита.

Перлит пластинчатой морфологии является эвтектоидной смесью феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму пластинок [15, 16]. В большинстве случаев структура перлитных колоний исследуемой стали несовершенна, пластины цементита искривлены, разделены ферритными промежутками, имеют переменную толщину. В объеме

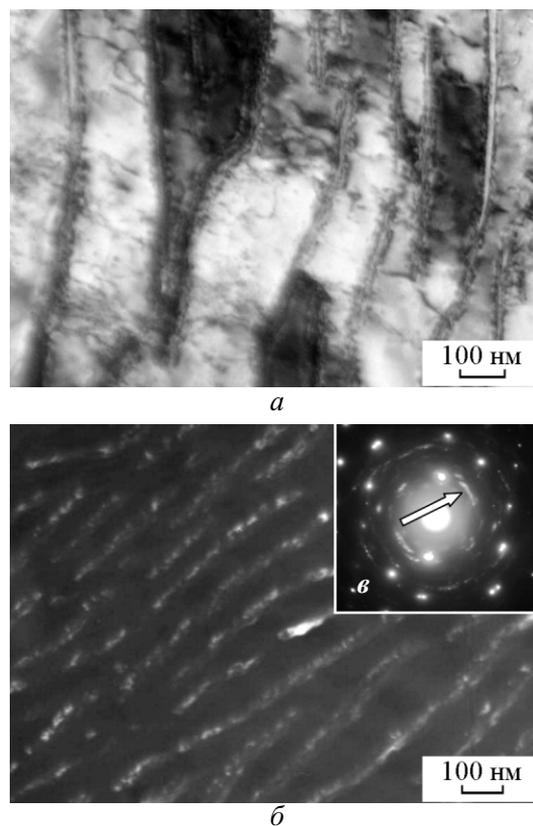


Рис. 2. ПЭМ изображения дефектной субструктуры пластинок феррита (а) и цементита (б) колонии перлита; а — светлое поле; б — темное поле, полученное в рефлексе $[031]Fe_3C$; в — микроэлектронная дифракционная картина, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

пластинок феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или дислокаций, формирующих преимущественно сетчатую субструктуру (рис. 2а); скалярная плотность дислокаций изменяется в пределах $(4,2 - 6,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Пластины цементита имеют блочную структуру (рис. 2б). Размеры блоков составляет 15 – 25 нм; величина межпластинчатого расстояния — 110 – 140 нм.

Зернами феррито-карбидной смеси в настоящей статье условно названы зерна (субзерна) феррита, в объеме которых присутствуют частицы цементита глобулярной формы в виде коротких пластинок. Практически всегда частицы цементита расположены в объеме зерна хаотически. Можно предположить, что такие зерна сформировались по диффузионному механизму и являются глобулярным перлитом [17]. Скалярная плотность дислокаций в зернах феррито-карбидной смеси изменяется в весьма широких пределах: от $\sim 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в областях со структурой

дислокационного хаоса, до $(7-8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в сетчатой субструктуре, расположенной вблизи частиц карбидной фазы.

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 от $\sim 0,5$ до $\sim 2,0$ мкм. В объеме зерен 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 $\sim 1,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; скалярная плотность дислокаций, формирующих сетки, — $\sim 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Анализ электронно-микроскопических изображений позволил выявить в структуре стали изгибные контуры экстинкции (рис. 3). Наличие которых указывает на изгиб-кручение кристаллической

решетки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу [14]. Расположение изгибных контуров экстинкции указывает на источники внутренних полей напряжений (концентраторы напряжений). В исследуемой стали концентраторами напряжений являются границы раздела пластин цементита зерен перлита (рис. 3а), границы раздела колоний перлита (рис. 3б), границы раздела частица/матрица (рис. 3в). Изгибные экстинкционные контуры наблюдаются и в объеме частиц цементита (рис. 3г).

В работах [18, 19] показано, что ширина изгибного экстинкционного контура обратно пропорциональна величине изгиба-кручения кристаллической решетки (амплитуде внутренних полей напряжений). Следовательно, проследив изменение данного параметра контура, можно указать источник внутренних полей напряжений (концентратор напряжений) и оценить его интенсивность. Пример такого анализа изгибных контуров экстинкции, формирующихся у частиц второй фазы, приведен на рис. 4. Отчетливо видно, что ширина контура быстро увеличивается по мере удаления от частицы (рис. 4б).

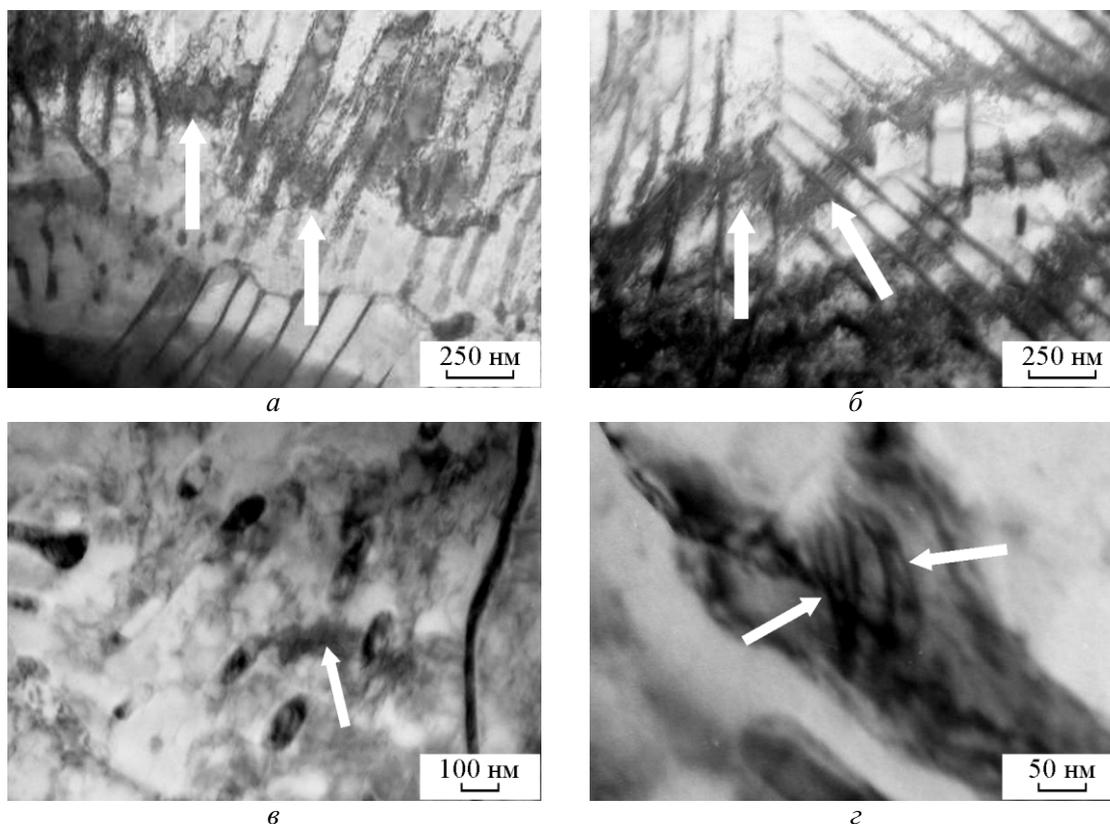


Рис. 3. ПЭМ изображения структуры, формирующейся в рельсовой стали; стрелками указаны изгибные контуры экстинкции.

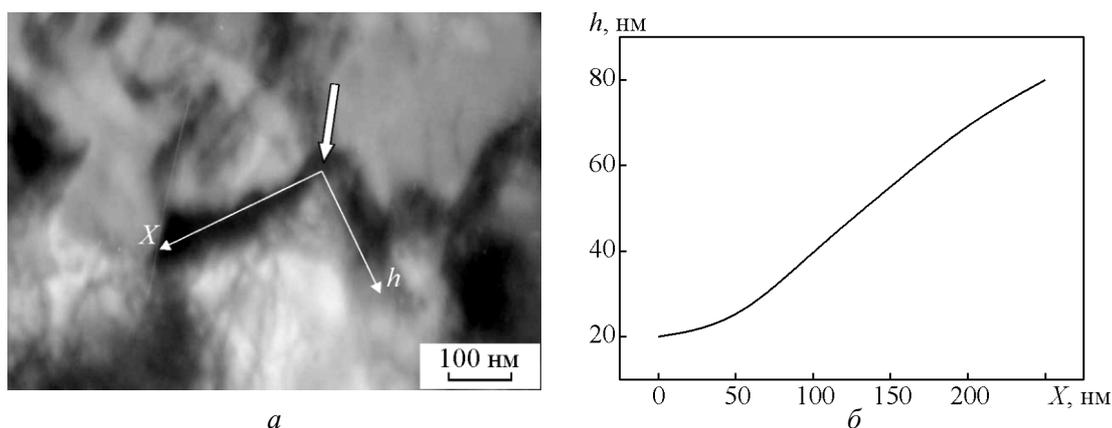


Рис. 4. ПЭМ изображение структуры рельсовой стали (а); б — зависимость ширины изгибного контура (h) от расстояния от частицы карбидной фазы (X) (частица указана стрелкой).

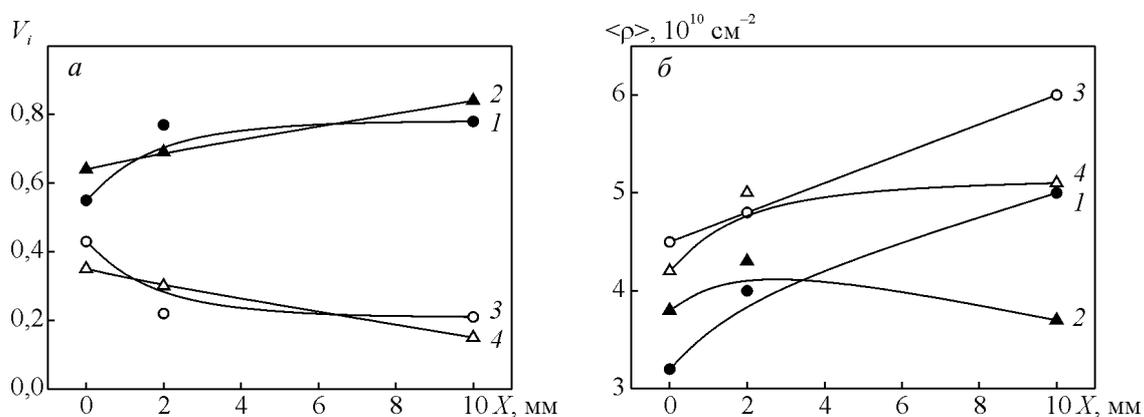


Рис. 5. Зависимости от расстояния до поверхности катания: а — относительного содержания (V_i) зерен перлита (1, 2) и зерен феррито-карбидной смеси (3, 4); б — скалярной плотности дислокаций ($\langle\rho\rangle$) в зернах перлита (1, 2) и зернах феррито-карбидной смеси (3, 4). На а и б изменение по: 1, 3 — центральной оси, 2, 4 — выкружке.

Следовательно, максимальный уровень внутреннего поля напряжений реализуется на границе раздела частица/матрица.

Дифференцированная закалка стали сжатым воздухом предполагает формирование в материале градиентных структурно-фазовых состояний [10, 11]. При исследовании фольг, расположенных на расстоянии 0, 2, 10 мм от поверхности катания, в качестве количественных параметров, характеризующих градиентное состояние структуры стали, использовали относительное содержание структурных составляющих стали (зерен перлита, феррита и феррито-карбидной смеси), величину скалярной плотности дислокаций, межпластинчатое расстояние колоний перлита, величину разориентации элементов субструктуры, относительное содержание частиц глобулярной и пластинчатой форм в зернах феррито-

карбидной смеси. Зависимости, наиболее отчетливо характеризующие градиентный характер формирующейся в рельсовой стали структуры, приведены на рис. 5.

Анализируя представленные на рис. 5а зависимости, можно отметить, что основной структурной составляющей стали является перлит пластинчатый, относительное содержание которого у поверхности катания в ~1,5 раза, а на глубине 10 мм — в ~4 раза выше, чем зерен феррито-карбидной смеси. Относительное содержание зерен структурно-свободного феррита не превышает 1,5 % и не зависит от расстояния до поверхности катания.

Зависимость скалярной плотности дислокаций от расстояния от поверхности катания обнаруживается лишь для структуры, формирующейся вдоль центральной оси (рис. 5б, кривые 1 и 3). Эта тенденция

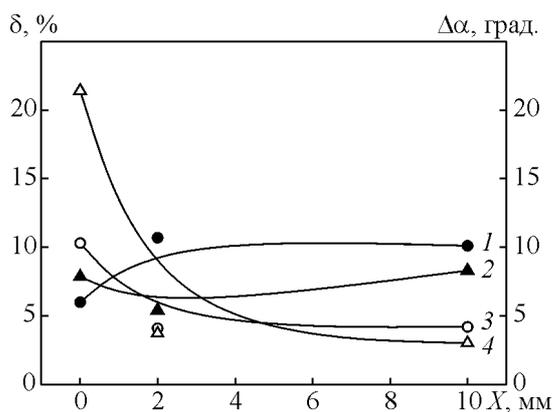


Рис. 6. Зависимости азимутальной составляющей угла полной разориентации элементов дислокационной субструктуры ($\Delta\alpha$) зерен феррито-карбидной смеси (1, 2) и относительного содержания частиц глобулярной формы (δ) в зернах феррито-карбидной смеси (3, 4) от расстояния от поверхности катания; 1, 4 — изменение указанных параметров структуры стали по выкружке; 2, 3 — вдоль центральной оси.

характерна и для зерен перлита и для зерен феррито-карбидной смеси. При анализе дислокационной субструктуры стали по выкружке такой тенденции не выявлено (рис. 5б, кривые 2 и 4).

Из представленных на рис. 6 (кривые 3 и 4) зависимостей, видна явно выраженная тенденция снижения относительного содержания глобулярных частиц цементита в зернах феррито-карбидной смеси (глобулярного перлита) по мере удаления от поверхности катания. Таким образом, дифференцированная закалка способствует созданию условий для формирования в поверхностном слое глобулярного перлита. Данная тенденция особенно явно выражена для направления по выкружке от поверхности катания.

Заключение

Дифференцированная закалка рельсовой стали сопровождается формированием морфологически разноплановой структуры, образующейся по диффузионному механизму $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения твердого раствора на основе железа, которая представлена зернами пластинчатого перлита, структурно свободного феррита и феррито-карбидной смеси. Выполнен анализ изменения параметров структуры стали с увеличением расстояния от поверхности катания и выявлен градиентный характер формирующихся структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры материала.

Авторы выражают благодарность Е.В. Полевому за предоставленные образцы рельсов.

Литература

1. Иванов Ю.Ф., Коваленко В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Градиентные структурно-фазовые состояния в сталях. Новосибирск: Наука, 2006, 280 с.
2. Коваленко В.В., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах. Новокузнецк: ООО "Полиграф", 2009, 557 с.
3. Громов В.Е., Бердышев В.А., Козлов Э.В. и др. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали. М.: Недра коммюникейшинс ЛТД, 2000, 176 с.
4. Актуальные проблемы производства рельсов. Под ред. В.Е. Громова и др. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2001, 260 с.
5. Ворожищев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. Новокузнецк: Изд-во "Новокузнецкий полиграфический комбинат", 2008, 351 с.
6. Щур Е.А. Повреждения рельсов. М.: Интекст, 2012, 225 с.
7. Борц А.И., Щур Е.А., Рейхарт В.А., Хлыст С.В., Гонтарь А.В. Перспективы развития рельсового производства в России. Электронный ресурс. be5.biz/ekonomika/1/r2012/2831.htm.
8. Панин В.Е., Лизхачев В.А., Гринеев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985, 229 с.
9. Панин В.Е., Громов В.Е., Макаров П.В. и др. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. В 2 т. Новосибирск: Наука, 1995, т. 1, 298 с.
10. Ren An-chao, Ji Yu, Zhou Gui-feng et al. Hot Deformation Behavior of V-Microalloyes Steel. Journal of iron and steel research, international, 2010, v. 17, no. 8, p. 55 – 60.
11. Волков И.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А. Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой. Новокузнецк: Изд-во "ИнтерКузбасс", 2013, 225 с.
12. Olivares R.O., Garcia C.I., DeArdo A. et al. Advanced metallurgical alloy design and thermo mechanical processing for rails steels for North American heavy use. Wear, 2011, v. 271, p. 364 – 373.
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. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. Т. 3. М.: Металлургия, 1983, с. 113 – 136.

16. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977, 236 с.
17. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: ВО Наука, 1993, 280 с.
18. 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.
19. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И., Иванов Ю.Ф. и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. М.: Недра, 1997, 293 с.

Статья поступила в редакцию 4.12.2013 г.

Иванов Юрий Федорович — Институт Сильноточной электроники СО РАН, доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник, специалист в области физического материаловедения. E-mail: yufi55@mail.ru

Громов Виктор Евгеньевич – ФГБОУ ВПО “Сибирский государственный индустриальный университет” (г. Новокузнецк), доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой, специалист в области физики прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

Волков Константин Владимирович — ОАО “ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат”, кандидат технических наук, технический директор по производству железнодорожного проката, специалист в области металлов давлением. E-mail: volkov_kv@nkmk.ru

Морозов Константин Викторович — ФГБОУ ВПО “Сибирский государственный индустриальный университет” (г. Новокузнецк), инженер, специалист в области физического материаловедения. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

Коновалов Сергей Валерьевич — ФГБОУ ВПО “Сибирский государственный индустриальный университет” (г. Новокузнецк), доктор технических наук, доцент, профессор, специалист в области физики прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий. E-mail: konovalov@physics.sibsiu.ru.

Алсараева Кристина Владимировна — ФГБОУ ВПО “Сибирский государственный индустриальный университет” (г. Новокузнецк), аспирант, специализируется в области физики твердого тела. E-mail: alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru.