

Структурно-фазовый градиент, формирующийся в рельсовой стали, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком

В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов,
А. Д. Тересов, С. В. Коновалов

Методами сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлены закономерности изменения структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры отожженной рельсовой стали, подвергнутой электронно-пучковой обработке с плотностью энергии 10 Дж/см^2 в зависимости от расстояния до поверхности облучения.

Ключевые слова: градиент, структурно-фазовые состояния, рельсовая сталь, поверхность, электронно-пучковая обработка.

Regularities of structure phase states and defect substructure modification at annealed rail steel subjected to the electron beam treatment with the 10 J/cm^2 density energy in dependence on the distance from irradiation surface are established by methods of scanning and transmission electron diffraction microscopy.

Key words: gradient structure phase state, rail steel, surface, electron beam treatment.

Введение

Перевод в субмикро- и нанокристаллическое состояние является одним из наиболее универсальных и высокоэффективных способов качественного изменения физико-механических свойств металлов и сплавов [1, 2]. Одним из методов формирования нано- и субмикрокристаллического состояния в приповерхностных слоях материала (без существенного изменения свойств объема в целом) является обработка его концентрированными потоками энергии (КПЭ). Характерной особенностью воздействия КПЭ являются сверхвысокие (до 10^{10} К/с) скорости нагрева и весьма малые (до 10^{-6} с) времена воздействия высоких температур, что способствовало их применению в области модификации металлических материалов, в том числе и сталей широкого назначения, и вывело в разряд быстроразвивающихся направлений современного материаловедения [3]. Одним из перспективных способов обработки поверхности металлов и сплавов, металлокерамических и керамических материалов является метод,

основанный на использовании высокоинтенсивных низкоэнергетических импульсных электронных пучков [4]. Это, в первую очередь, связано с уникальными свойствами электронного пучка как инструмента обработки: высокий коэффициент преобразования энергии (более $\sim 90\%$); низкий (менее $\sim 10\%$) коэффициент отражения энергии пучка от подложки; значительные (до 10 см^2) размеры отпечатка электронного пучка на обрабатываемой поверхности; высокая плотность мощности электронного пучка (более 10^6 Вт/см^2); высокая частота следования импульсов тока пучка (более 10 Гц) [5].

Принципиально важной особенностью модификации поверхностного слоя низкоэнергетическими высокоинтенсивными электронными пучками является формирование градиентной структуры и отсутствие выраженной поверхности раздела между модифицированным слоем и объемом материала — модифицированный слой плавно переходит в структуру основного материала [2, 6]. Последнее определяет хорошие демпфирующие свойства материала в целом при механических и температурных

внешних воздействиях, предотвращая преждевременное зарождение и распространение с поверхности в основной объем материала хрупких микротрещин, приводящих к образованию магистральных трещин и разрушению.

Цель настоящей работы — исследование структурно-фазового градиента, формирующегося в углеродистой стали при облучении высокоинтенсивным электронным пучком.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования была использована рельсовая сталь Э76Ф элементного состава, масс. %: 0,76 С; 0,1 V; 0,4 Si; 0,95 Mn; до 0,025 S; до 0,025 P; до 0,02 Al; остальное Fe. Перед облучением электронным пучком сталь прошла следующую термическую обработку: нагрев до 900°C, выдержка 2 ч и охлаждение с печью. Как и в [6], образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда размерами $8 \times 15 \times 145$ мм³. Параметры облучения электронным пучком: плотность энергии $E_S = 10$ Дж/см²; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50$ мкс; количество импульсов

воздействия $N = 3$ имп.; частота следования импульсов $f = 0,3$ с⁻¹; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере $\sim 0,02$ Па. Глубина оплавления поверхностного слоя при этих параметрах не превышала ~ 1 мкм. Морфологию поверхности облучения изучали методами сканирующей электронной микроскопии [7]. Градиент фазового состава и дефектной субструктуры облученной электронным пучком стали анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [8, 9]. Фольги для электронной микроскопии готовили методами одностороннего электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом параллельно поверхности облучения. Анализировали слои, расположенные на расстоянии 10 и 100 мкм от поверхности облучения, а также слой, включающий поверхность облучения.

Результаты исследования и их обсуждение

Предварительная термическая обработка стали привела к формированию поликристаллической структуры, представленной зернами структурно свободного феррита, зернами перлита пластинчатой

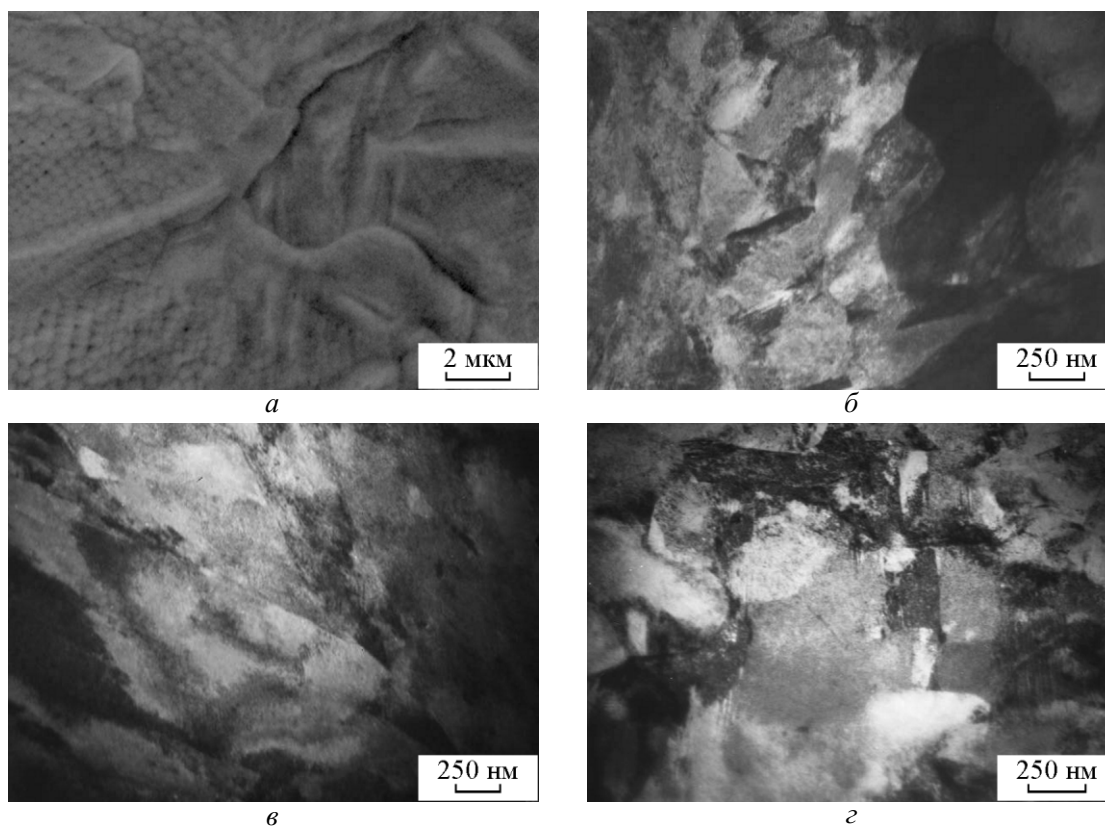


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком (10 Дж/см², 50 мкс, 3 имп., 0,3 с⁻¹); а — поверхность облучения (сканирующая электронная микроскопия); б — в — г — поверхностный слой (просвечивающая электронная микроскопия).

морфологии и, в небольшом количестве, зернами “псевдоперлита” (зернами феррита, содержащими включения цементита пластинчатой и глобулярной формы, расположенными хаотически в объеме зерна). Зерна феррита и “псевдоперлита” содержат дислокационную субструктуру в виде сеток и хаотически расположенных дислокаций со скалярной плотностью дислокаций $\sim 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Вблизи границ и стыков границ зерен наблюдается фрагментированная, реже, субзеренная структура. В ферритных прослойках перлита выявляется дислокационная субструктура преимущественно в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых $\sim 2,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. На темнопольных изображениях пластин цементита выявляется крапчатый контраст, что свидетельствует о дефектности цементита.

Облучение стали высокоинтенсивным электронным пучком, увеличивающее число циклов до разрушения в 1,6 раза, формирует в поверхностном слое поликристаллическую структуру, средний размер зерен которой $\sim 5 \text{ мкм}$. В объеме зерен наблюдается субзеренная структура в виде ячеек,

размер которых изменяется в пределах от 0,25 до 0,55 мкм (рис. 1а). Формирование такой структуры (структуры ячеистой кристаллизации) однозначно свидетельствует о плавлении поверхностного слоя и последующей кристаллизации со скоростями не менее $\sim 10^6 \text{ К/с}$ [2, 4]. Следует отметить, что при облучении стали электронным пучком с $E_S = 10 \text{ Дж/см}^2$ структура ячеистой кристаллизации наблюдается не во всех зернах (рис. 1а). Это, очевидно, связано с особенностями структуры исходного состояния, а именно, присутствием зерен, обогащенных углеродом (зерна перлита), и зерен с минимальным содержанием углерода (зерна феррита). Сверхвысокие скорости термической обработки, реализующиеся при облучении стали электронным пучком, не приводят к гомогенизации поверхностного слоя, вследствие этого области стали, обогащенные углеродом, кристаллизуются с образованием ячеистой структуры; в областях поверхностного слоя, обедненных углеродом, ячейки кристаллизации не образуются.

На рис. 1б приведено электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя

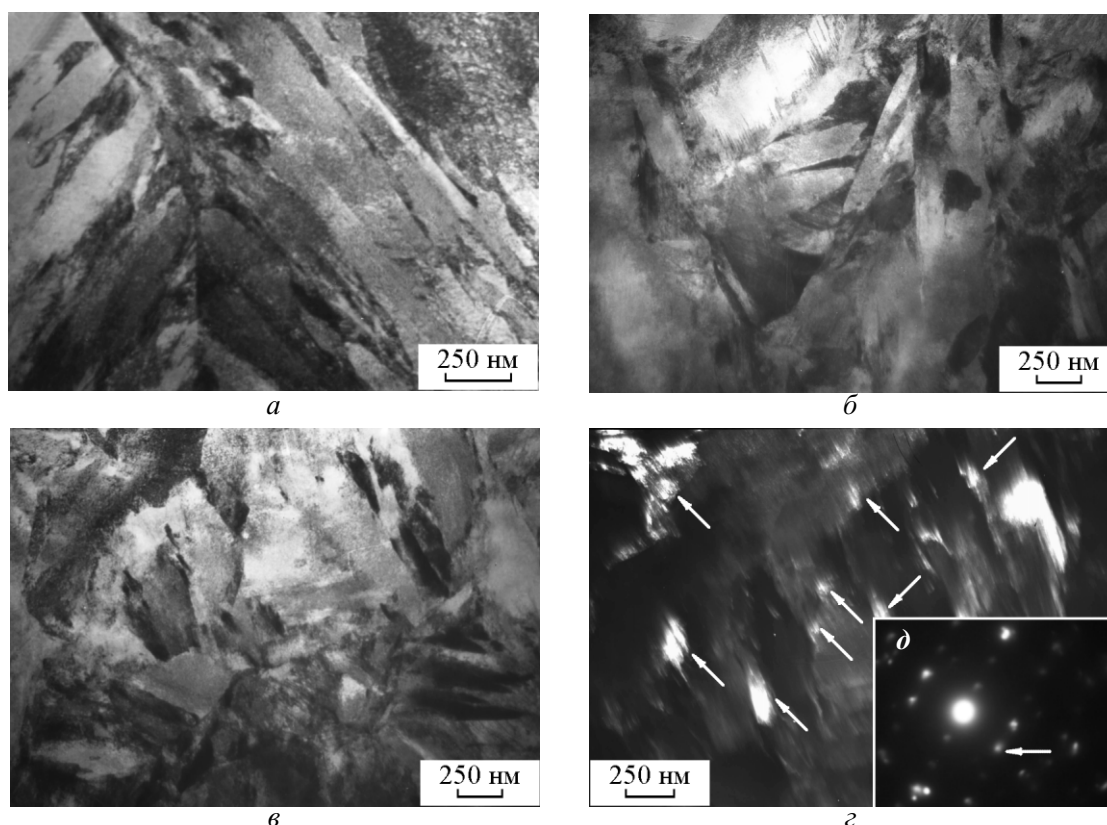


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, расположенного на глубине $\sim 10 \text{ мкм}$ в стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком; а – в – светлые поля; г – темное поле, полученное в рефлексе $[031]\text{Fe}_3\text{C}$; д – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле). На (г) стрелками указаны частицы цементита.

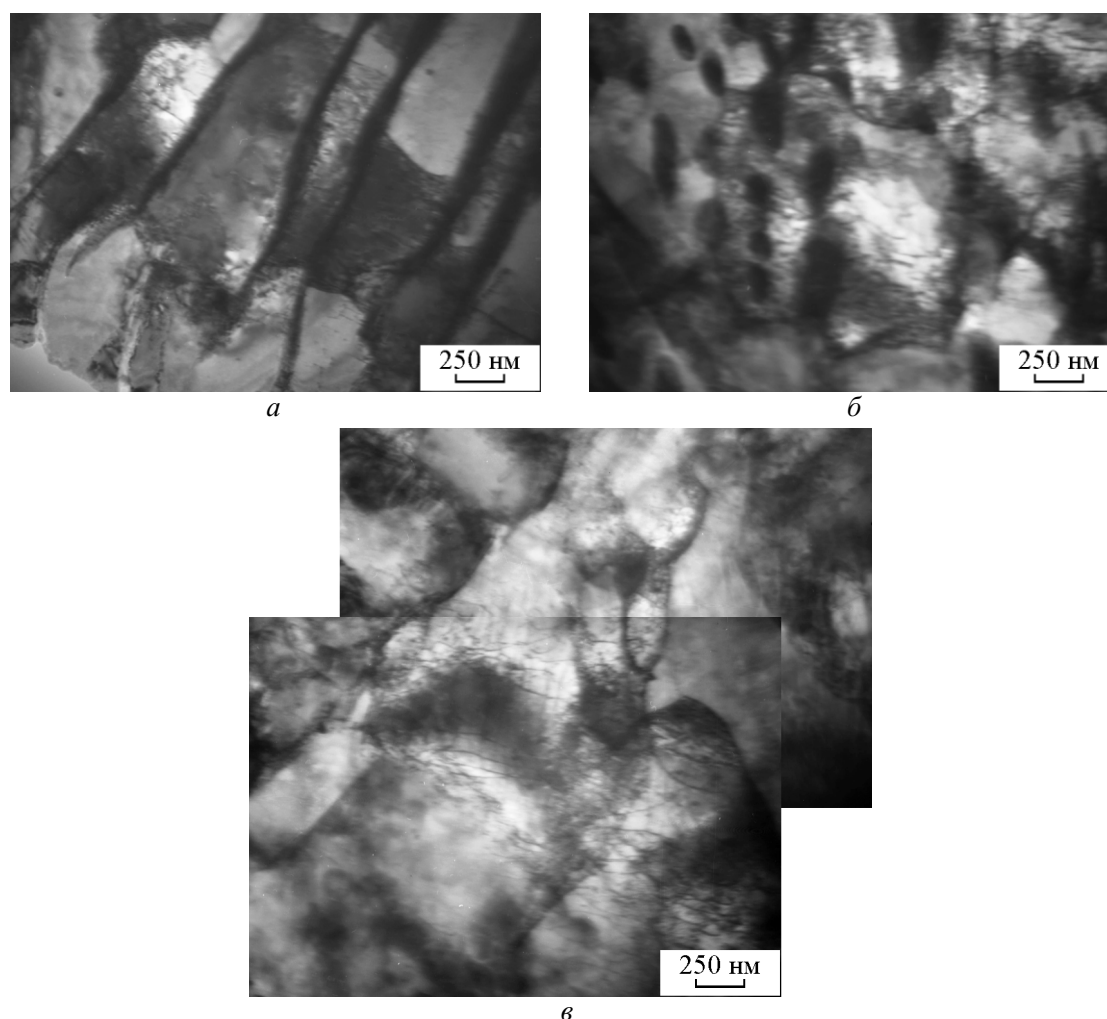


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, расположенного на глубине ~ 100 мкм в стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком (10 Дж/см^2 , 50 мкс, 3 имп., $0,3 \text{ с}^{-1}$).

стали, обработанной электронным пучком, демонстрирующее зеренно-субзеренную структуру (далее по тексту, ячейки кристаллизации) с размерами, изменяющимися в пределах от 300 до 600 нм, что близко к размерам ячеек кристаллизации, выявленных методами сканирующей микроскопии (рис. 1а). В объеме ячеек кристаллизации наблюдается пластинчатая структура кристаллов мартенсита (рис. 1б) с поперечными размерами в пределах наноразмерного диапазона 50 – 70 нм.

Наряду со структурой ячеистой кристаллизации, содержащей наноразмерные кристаллы мартенсита, в поверхностном слое выявляются зерна со структурой пакетного мартенсита (поперечные размеры кристаллитов изменяются в пределах от 85 до 220 нм) и пластинчатого мартенсита (поперечные размеры кристаллитов — в пределах от 250 нм до 1,5 мкм) (рис. 1в) что близко к поперечным размерам кри-

сталлов мартенсита стали, закаленной с печного нагрева [10]. Вдоль границ кристаллов мартенсита выявляются прослойки остаточного аустенита, однако объемная доля их мала (1 – 2%). Одновременно с мартенситной структурой в объеме зерен присутствуют области микронных размеров, примыкающие к границе зерна, либо окруженные кристаллами мартенсита (рис. 1г). В объеме таких областей выявляется сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$, что соответствует плотности дислокаций кристаллов мартенсита закаленной стали [11].

Структурно-фазовое состояние стали, формирующееся в зоне термического влияния, анализировали, изучая фольги, расположенные на глубине ~ 10 мкм. Выявлена многофазная структура, представленная мартенситом пакетной и пластинчатой морфологии (рис. 2а, б), остаточным аустенитом и

цементитом (рис. 2в – д). Присутствие мартенсита и остаточного аустенита указывает на протекание в данном слое стали полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Наличие частиц цементита может свидетельствовать как о протекании процесса “самоотпуска” мартенсита, так и указывать на неполное растворение цементита перлитных колоний, присутствующих в стали перед облучением. Как правило, “самоотпуск” стали сопровождается формированием частиц цементита игольчатой морфологии, расположенных в кристаллах мартенсита [12]. В исследуемом нами состоянии частицы цементита имеют глобулярную морфологию и располагаются в объеме и по границам кристаллов мартенсита (рис. 2в – д). Это обстоятельство позволяет предположить, что наблюдающиеся частицы цементита являются осколками частично растворившихся пластин цементита исходного состояния. Следовательно, реализующиеся при электронно-пучковой обработке температурные и временные условия нагрева и охлаждения стали не позволяют сформировать однофазный твердый раствор углерода в аустените.

На глубине ~100 мкм наблюдается структура, подобная структуре исходного состояния — фиксируются зерна перлита пластинчатой морфологии (рис. 3а), зерна феррита, содержащие частицы цементита глобулярной морфологии, расположенные хаотически в объеме зерна, а также вдоль границ зерен (рис. 3б), и зерна структурно свободного феррита (рис. 3в).

Зерна феррита и ферритные прослойки зерен перлита содержат дислокационную субструктуру в виде сеток, либо в виде хаотически распределенных дислокаций. Большинство зерен феррита, а также прослойки феррита в колониях перлита фрагментированы, то есть разбиты на слабоориентированные области (рис. 3в). Очевидно, что данная структура сформировалась в результате предварительной термомеханической обработки стали и не является продуктом воздействия высокоинтенсивного импульсного электронного пучка.

Заключение

Обработка рельсовой стали высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме оплавления поверхностного слоя приводит к формированию градиентного состояния, структура и фазовый состав которого закономерным образом изменяются в зависимости от расстояния до поверхности облучения. Высоконеоднородное состояние структуры поверхности стали (слоя толщиной ~0,5 – 1 мкм) представлено зернами α -фазы с

ячейками кристаллизации, в объеме которых в условиях высокоскоростной закалки формируются кристаллы мартенсита наноразмерного диапазона, и зернами α -фазы со структурой пакетного и пластинчатого мартенсита, поперечные размеры которых близки к поперечным размерам кристаллов мартенсита стали, закаленной с печного нагрева. Высказано предположение, что формирование неоднородной структуры поверхностного слоя связано со сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения (малым временем гомогенизации), реализующимися при электронно-пучковой обработке. В слое, расположенном на глубине ~10 мкм (зона термического влияния), формируется многофазная структура, представленная мартенситом пакетной и пластинчатой морфологии, остаточным аустенитом и цементитом преимущественно глобулярной морфологии. На глубине ~100 мкм выявлена структура, подобная структуре исходного состояния.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.” (Соглашение №14.В37.21.0071).

Литература

1. Глезер А.М., Громов В.Е. Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. Новокузнецк: Изд-во “Интер-Кузбасс”, 2010, 171 с.
2. Глезер А.М., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шаркеев Ю.П. Наноматериалы: структура, свойства, применение. Новокузнецк: Изд-во “Интер-Кузбасс”, 2012, 423 с.
3. Кадыржанов К.К., Комаров Ф.Ф., Погребняк А.Д. и др. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов. М.: Изд-во МГУ, 2005, 640 с.
4. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Materials surface processing by directed energy techniques. Ed. by Y. Pauleau, Elsevier, 2006, p. 205 – 240.
5. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке. Известия вузов. Физика, 2008, № 5, с. 60 – 70.
6. Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. и др. Физические основы повышения усталостной долговечности нержавеющей сталей. Новокузнецк: Изд-во “Интер-Кузбасс”, 2011, 302 с.
7. Энгеле Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. М.: Металлургия, 1986, 232 с.
8. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973, 584 с.
9. Эндрюс К., Дайсон Д., Кноун С. Электронограммы и их интерпретация. М.: Мир, 197, 256 с.

10. Иванов Ю.Ф. Влияние технологических параметров на размерную однородность пакетного мартенсита. ФММ, 1992, № 9, с. 57 – 63.
11. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977, 236 с.
12. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Морфология цементита в мартенситной фазе стали 38ХНЗМФА. ФММ, 1991, № 10, с. 203 – 204.

Статья поступила в редакцию 18.06.2012 г.

Громов Виктор Евгеньевич — 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.

Иванов Юрий Федорович — Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск), доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области физического материаловедения E-mail: yufi@mail2000.ru.

Гришунин Владимир Анатольевич — Сибирский государственный индустриальный университет (г. Новокузнецк), инженер-исследователь. Специалист в области физического материаловедения E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Тересов Антон Дмитриевич — Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск), ведущий инженер. Специалист в области физического материаловедения.

Коновалов Сергей Валерьевич — Сибирский государственный индустриальный университет (г. Новокузнецк), кандидат технических наук, доцент. Специалист в области физики прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.