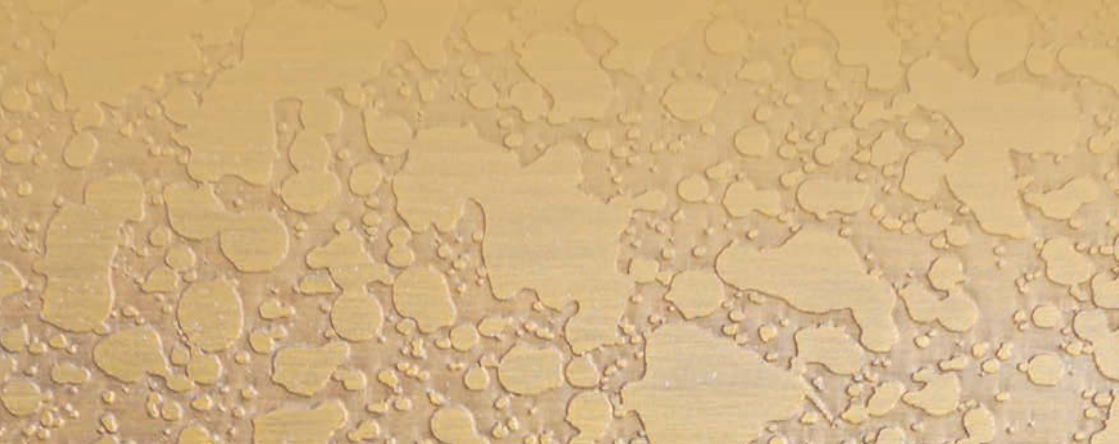




Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс

Сборник научных трудов,
посвященный 70-летию доктора технических наук,
профессора А. Н. Смирнова



Кемерово, 2017

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования

«Кузбасский государственный технический университет
имени Т. Ф. Горбачева»

Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс

*Сборник научных трудов,
посвященный 70-летию доктора технических наук,
профессора А. Н. Смирнова*

Кемерово 2017

УДК 620 : 621

ББК 72.4

С87

Под общей редакцией Н. В. Абабкова

Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс [Текст]: сборник научных трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора А. Н. Смирнова / под общ. ред. Н. В. Абабкова; КузГТУ. – Кемерово: КузГТУ, 2017. – 384 с.

ISBN 978-5-906969-43-9

Представлены научные труды известных ученых и специалистов в области физики металлов, материаловедения, технической диагностики и неразрушающего контроля металла различных промышленных объектов.

Сборник подготовлен на кафедре технологии машиностроения ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева» и предназначен для научных сотрудников, аспирантов и студентов технических направлений подготовки и профилей.

Научные статьи приводятся в авторской редакции. За содержание представленной в статьях информации ответственность несут авторы.

ISBN 978-5-906969-43-9

УДК 620 : 621

ББК 72.4

**© Коллектив
авторов, 2017
© КузГТУ,
2017**

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

В. А. Гришунин^{1*}, канд. техн. наук, доцент, **Е. Н. Никитина**¹, канд. техн. наук, доцент,

В. Е. Громов^{1**}, д-р физ.-мат. наук, профессор, **А. А. Юрьев**², инженер,
С. В. Коновалов³, д-р техн. наук, профессор

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный
индустриальный университет»¹, г. Новокузнецк
АО «Евраз – ЗСМК»², г. Новокузнецк

ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева»³, г. Самара

E-mail: vladimir.grishunin@mail.ru^{*}; gromov@physics.sibsib.ru^{**}

Проведены количественные и качественные исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, поверхности разрушения рельсовой стали, подвергнутой многоциклового усталости до разрушения с исходной перлитной структурой и после электронно-пучковой обработки (ЭПО) 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 ЭПО. 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: усталость, структура, фазовый состав, рельсы, электронно-пучковая обработка.

Введение

Формирование усталостных дефектов при эксплуатации является одной из основных причин выхода рельсов из строя. Вопросы сопротивления усталости и износу являются предметом 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 ЭПО, обладающая большими возможностями для контроля количества подводимой энергии, создания большой площади воздействия концентрированного потока энергии на обрабатываемый материал, малыми коэффициентами отражения энергии, высокой концентрацией энергии в единице объема материала.

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[13].

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

Цель работы: 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 многоцикловой усталости до разрушения.

Материал и методы исследования

В качестве материала исследования использовалась рельсовая сталь Э76Ф, образцы из которой подвергались нагреву до 1 173 К (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 число циклов до полного разрушения образцов с размерами $8 \times 15 \times 145$ мм³ и концентратором напряжений в виде полукруглого выреза радиусом 10 мм.

Модификацию поверхностного слоя стали осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия. Режим ЭПО: энергия электронов $eU = 18$ 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 $E_s = 10\text{--}30$ Дж/см².

Исследования структурно-фазового состояния и дефектной субструктуры стали осуществляли на расстояниях 0, 10, 40, 100 мкм методами

просвечивающей дифракционной (метод тонких фольг) электронной микроскопии[12; 14–16]. Для идентификации фаз применялся микродифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующего индирования 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 либо в виде хаотически расположенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций $\sim 4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. 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 $\sim 2,8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В поверхностном слое формируется поликристаллическая структура, средний размер зерен которой при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см^2 составляет $\sim 5 \text{ мкм}$. 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 увеличением среднего размера зерна до $\sim 8,5 \text{ мкм}$. В объеме зерен в обоих случаях наблюдается структура ячеистой кристаллизации. Увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к росту ячеек кристаллизации, средний размер которых при $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$ составил $d = 352 \text{ нм}$; $d(\text{min}) = 200 \text{ нм}$; $d(\text{max}) = 800 \text{ нм}$; при $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$ $d = 427 \text{ нм}$; $d(\text{min}) = 200 \text{ нм}$; $d(\text{max}) = 800 \text{ нм}$.

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 ($50\text{--}70 \text{ нм}$) кристаллы мартенсита, в поверхностном слое выявляются зерна со структурой пакетного мартенсита, поперечные размеры кристаллитов которых изменяются в пределах от 85 до 220 нм (рис. 1, а).

Одновременно с этим выявляются зерна, в объеме которых присутствуют области микронных размеров, границы которых оконтуриваются кристаллами мартенсита (рис. 1, *а*). В объеме таких областей присутствует сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций $\sim 10 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 20–30 Дж/см² приводит к формированию в поверхностном слое морфологически 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.

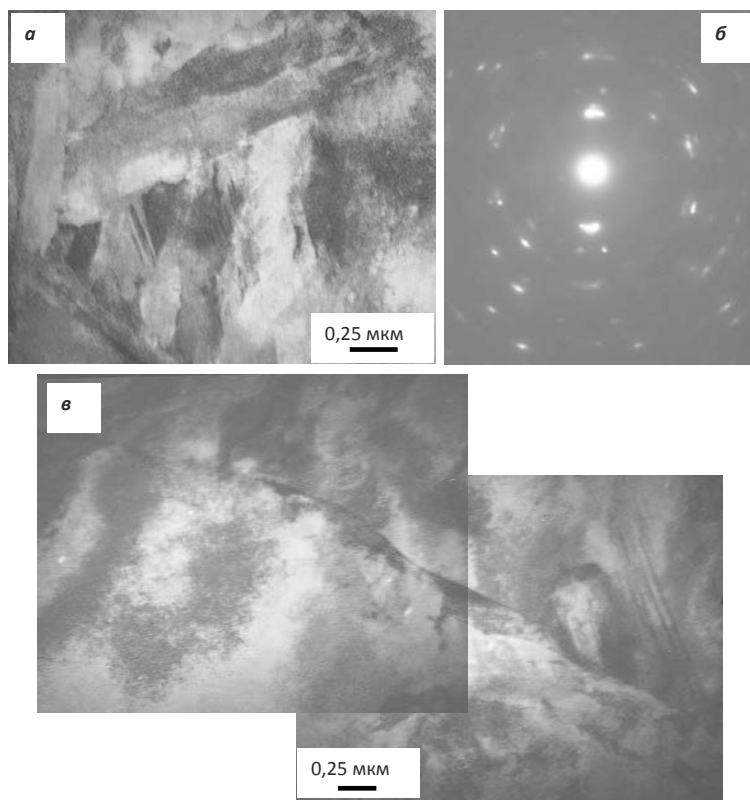


Рис. 1. ПЭМ изображения структуры поверхностного слоя стали, облученной электронным пучком при плотности энергии пучка 10 Дж/см²:

а, в – светлые поля; *б* – микроэлектронोगрамма

При $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ на глубине $\sim 10 \text{ мкм}$ формируется многофазная структура, представленная мартенситом пакетной и пластинчатой морфологии, остаточным аустенитом и цементитом. На глубине $\sim 100 \text{ мкм}$ 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 жидкого и твердого состояния стали. Основной фазой исследуемого слоя является α -фаза.

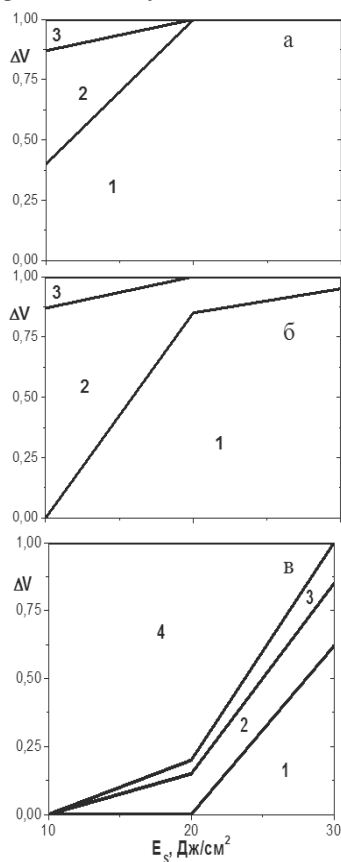


Рис. 2. Диаграммы структур, формирующихся в рельсовой стали, облученной высокоинтенсивным электронным пучком с различной плотностью энергии:

a – поверхностный слой, b – слой, расположенный на глубине ~ 10 мкм, v – слой, расположенный на глубине ~ 40 мкм.

1 – относительное содержание в структуре поверхностного слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых менее 100 нм (a, b, v); 2 – относительное содержание в структуре поверхностного слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых более 100 нм (a, b, v); 3 – относительное содержание в структуре поверхностного слоя мартенсита зеренного типа (a), зерен, содержащих частицы цементита глобулярной формы (b), зерен с «феррито-цементитной структурой» (v); 4 – относительное содержание в структуре слоя зерен перлита (v)

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 ~ 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 от 30 до 50 нм.

В слое, прилегающем к лицевой поверхности усталостно разрушенного исходного образца, сохраняется структурно-фазовое состояние исходного материала, а именно – основным структурным элементом являются зерна пластинчатого перлита, в существенно меньшем объеме присутствуют зерна структурно свободного феррита и «псевдоперлита». Усталостные испытания привели к дальнейшей (относительно исходного состояния) фрагментации зерен феррита и ферритных пластин зерен перлита. Одновременно с этим усиливается фрагментация пластин цементита.

Усталостное разрушение стали, наступившее после $\sim 2,15 \times 10^5$ циклов, сопровождается формированием подслоя толщиной ~ 10 мкм, на границе раздела которого с основным объемом материала располагаются микропоры. Это обстоятельство позволяет предположить, что усталостное разрушение стали зарождается в подповерхностном слое.

В этом слое в зернах перлита происходит разрушение цементитных пластин, которое сопровождается формированием в объеме зерна перлита субзеренной структуры.

Исследуемый слой стали характеризуется наличием внутренних полей напряжений. Основными источниками полей напряжений являются, как показали выполненные исследования, границы раздела частиц цемен-

тита пластинчатой морфологии и α -фазы – изгибные экстинкционные контуры формируются преимущественно у данных границ.

Фазовый состав слоя на расстоянии ~ 100 мкм от лицевой поверхности стали подобен слою, расположенным на глубине ~ 10 мкм и вблизи лицевой поверхности. Основным механизмом разрушения пластин цемента в данном слое стали является растворение вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решетки карбида на дислокации. Данный процесс сопровождается повторным выделением на дислокациях наноразмерных частиц цемента.

Усталостные испытания стали выявили зависимость долговечности материала от плотности энергии пучка электронов E_s (рис. 3, кривая 1). Отчетливо видно, что максимальный эффект (увеличение усталостной долговечности стали в $\sim 2,5$ раза) наблюдается при $E_s = 20$ Дж/см².

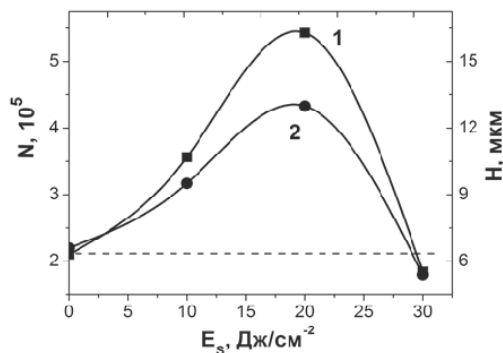


Рис. 3. Зависимость от плотности энергии пучка электронов E_s числа циклов до разрушения N (1) и толщины H поверхностного слоя, отделенного от основы микропорами (2). Пунктирной прямой отмечена величина усталостной долговечности стали в исходном (до обработки электронным пучком) состоянии

Наиболее ярко процесс порообразования проявляется при исследовании поверхности разрушения стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см². Размеры пор в этом случае изменяются в пределах от 1 до 6 мкм. В стали, обработанной электронным пучком при большей плотности энергии пучка 20...30 Дж/см², размеры пор существенно меньше (0,3...1,0 мкм). Строчки, формируемые порами, выражены менее явно, располагаются на определенном расстоянии от поверхности облучения, коррелируя с изменением усталостной долговечности стали (рис. 3, 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/см^2 , 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, predisположенной к формированию мощных концентраторов напряжений, релаксация которых сопровождается растрескиванием упрочненного слоя.

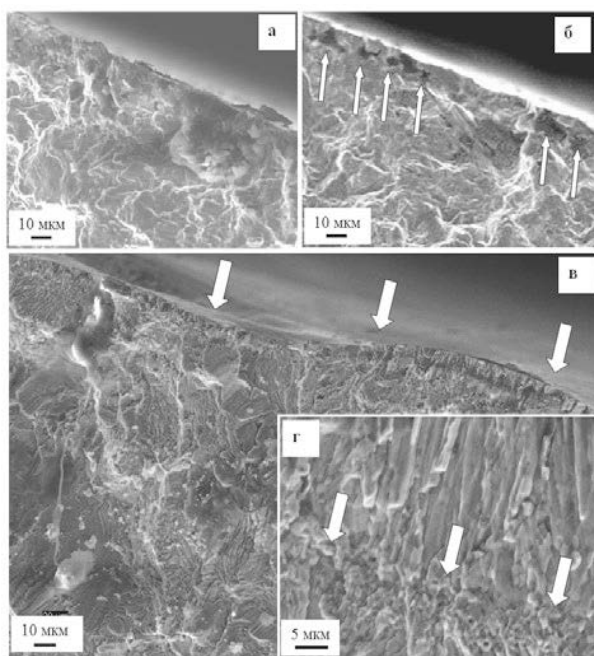


Рис. 4. Поверхность усталостного разрушения рельсовой стали:
а – исходное состояние; *б* – после облучения электронным пучком при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$; *в*, *г* – $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$. Стрелками указано: на *б* – поры, расположенные в подповерхностном слое; на *в* – поверхность, подвергнутая облучению; на *г* – переходный слой, разделяющий зону кристаллизации и зону термического влияния

В стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см^2 , слой, в котором наблюдается порообразование, располагается преимущественно на границе раздела слоя кристаллизации и слоя термического влияния (рис. 4). Слой кристаллизации имеет столбчатую структуру с субмикроструктурным 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 подложке, многократно (в $\sim 2,5$ раза) повышая усталостную долговечность стали.

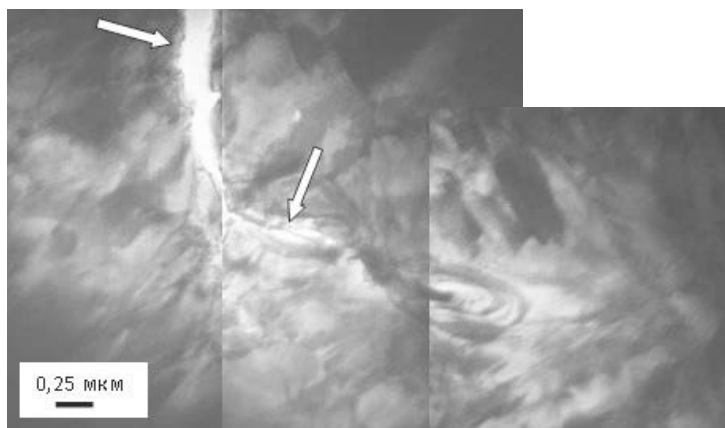


Рис. 5. ПЭМ изображение структуры и слоя стали на глубине 10 мкм. Стрелками указана микротрещина. Образец разрушен после облучения электронным пучком при плотности энергии пучка 30 Дж/см^2

Электронно-пучковая обработка стали при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см^2 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 привела к формированию многочисленных микротрещин при утонении пластинки в процессе приготовления фольги (рис. 5). 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 [1; 3; 4; 5; 7; 9].

Усталостные испытания стали (число циклов до разрушения $1,84 \times 10^5$) сопровождаются отслаиванием тонкого 300...600 нм поверхностного слоя (слоя, непосредственно подвергавшегося воздействию пучка электронов при облучении), свидетельствующим о формировании в нем высокого уровня внутренних напряжений. Сделано заключение, что источником трещин являются как поверхность облучения, так и переходный слой, отделяющий упрочненный вследствие термического воздействия пучка электронов слой от основного объема материала.

Выполнены структурно-фазовые исследования и выявлен рост количества концентраторов напряжений в слое, примыкающем к поверхности облучения стали. В слое, расположенном на расстоянии ~ 10 мкм от поверхности облучения, выявлены микротрещины, что указывает на увеличение амплитуды внутренних напряжений по мере удаления от поверхности облучения и приближения к дну ванны расплава. Усталостные испытания стали не приводят к разрушению мартенситной структуры на глубине 40 мкм (рис. 6) и сопровождаются значимым преобразованием структуры пластинчатого перлита: выявлено растворение, разрезание и механическое разрушение пластин цементита; деформационное преобразование зерен «псевдоперлита» сопровождается формированием многофазного субмикро- и наноразмерного зеренно-субзеренного состояния на основе α -фазы [2; 6; 8; 10; 11].

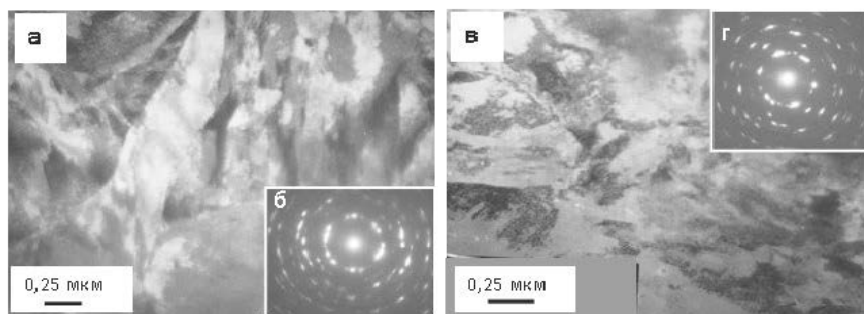


Рис. 6. ПЭМ изображения структуры стали, облученной электронным пучком при плотности энергии пучка 30 Дж/см² и разрушенной в результате усталостных испытаний:
а, в – светлые поля; б, г – микроэлектронogramмы. Слой расположен на расстоянии ~ 40 мкм от поверхности облучения

После усталостных испытаний в слое на глубине ~ 100 мкм сохраняется структурно-фазовое состояние, подобное структурно-фазовому состоянию после облучения электронным пучком. Основным структурным элементом исследуемого слоя являются зерна перлита пластинчатой морфологии.

При сравнительном анализе закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя стали (толщиной ~ 10 мкм), содержащей пластинчатый перлит (исходное состояние) и наноразмерный мартенсит (после ЭПО с $E_s = 30$ Дж/см²), отмечено (табл. 1), что:

1) усталостное нагружение стали с перлитной структурой в *поверхностном слое* сопровождается увеличением скалярной плотности дислокаций, преобразованием дислокационной субструктуры, повышением степени неоднородности распределения дислокаций (увеличение плотности дислокаций у межфазных границ раздела феррит/цементит), увеличением степени дефектности пластин цементита (формирование границ с малоугловой разориентацией), многократным увеличением кривизны-кручения кристаллической решетки стали (амплитуды внутренних полей напряжений) и ростом количества концентраторов напряжений. В слое, расположенном на расстоянии ~ 10 мкм от лицевой поверхности образца, усталостное нагружение стали сопровождается разрушением пластин цементита перлитных колоний, осуществляемое по различным механизмам, и формированием в объеме зерна перлита фрагментированной субструктуры (размеры фрагментов 0,5...1,0 мкм); увеличением (относительно поверхностного слоя) амплитуды внутренних напряжений и плотности концентраторов напряжений, существенным снижением скалярной плотности дислокаций;

2) при усталостном разрушении стали, обработанной электронным пучком, в *поверхностном слое* наблюдается существенное увеличение (в ~ 2 раза) размерной неоднородности кристаллов пакетного мартенсита, рост количества концентраторов напряжений и увеличение амплитуды внутренних полей напряжений, миграция границ зерен (присутствие в исследуемом слое зерен с высоконеравновесными извилистыми границами), формирование в подповерхностном (на глубине ~ 10 мкм) слое высоконапряженного состояния, характеризующегося наличием микротрещин и большого количества концентраторов напряжений.

Таблица 1

**Структурные характеристики стали в исходном состоянии
и после усталостного разрушения**

Состояние		$\langle \rho \rangle, 10^{10}, \text{см}^{-2}$	$h, \text{нм}$	$\eta, 10^3, \text{см}^{-2}$
Образцы перед усталостными испытаниями				
Перлит		2,8	235	0,7
Мартенсит	поверхность	10	90	0,11
	10 мкм от поверхности	10	64	0,15
Усталостно разрушенные образцы				
Перлит	поверхность	4	65	1,2
	10 мкм от поверхности	1,4	50	1,5
Мартенсит	поверхность	10	73	1,1
	10 мкм от поверхности	10	67 (55)	1,4 (4,0)

Примечание: $\langle \rho \rangle$ – скалярная плотность дислокаций; h – толщина изгибного экстинкционного контура; η – плотность изгибных экстинкционных контуров. В скобках приведены значения h и η вблизи трещины.

Заключение

1. 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.

2. Выявлен градиентный характер структуры, формирующейся в поверхностном слое стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком. Показано, что в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения в режиме оплавления ($E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$) 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.

3. Высказано и обосновано предположение, что формирование неоднородной структуры поверхностного слоя связано, с одной стороны, со сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения (малым временем гомогенизации), реализующимися при обработке стали импульсным элек-

тронным пучком, и с другой – неоднородным структурно-фазовым состоянием стали перед облучением (зерна перлита и «псевдоперлита», зерна структурно свободного феррита).

4. В слое, расположенном на границе ванны расплава, выявлено формирование поликристаллической структуры с размером зерен 0,8...1,5 мкм, в объеме которых обнаружена наноразмерная мартенситная структура.

5. Показано, что в слое термического влияния, расположенном в температурном интервале сосуществования α -, γ -фазы и карбида железа, формируется многофазная морфологически многокомпонентная структура, что обусловлено структурной неоднородностью исходного состояния стали и малым временем термического воздействия, инициированного электронным пучком.

6. Установлено, что многоцикловые усталостные испытания исходной стали с перлитной структурой сопровождаются (1) разрушением пластин цементита, осуществляемым перерезанием движущимися дислокациями и растворением вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации; (2) повторным выделением на дислокациях наноразмерных частиц цементита (деформационное старение стали); (3) формированием субзеренной структуры; (4) увеличением суммарной плотности дислокаций (плотности дислокаций, сосредоточенных в границах субзерен и распределенных по объему зерна); (5) ростом амплитуды внутренних полей напряжений и плотности концентраторов напряжений вследствие несовместности деформации соседних зерен и субзерен, α -фазы и включений цементита.

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

8. Установлено, что деформация приповерхностного слоя с модифицированной электронным пучком структурой (наноразмерный мартенсит) сопровождается релаксацией дислокационной субструктуры (снижением суммарной плотности дислокаций вследствие разрушения малоугловых границ кристаллов мартенсита), незначительным увеличением плотности концентраторов напряжений и амплитуды внутренних полей напряжений.

Список литературы

1. Иванов Ю. Ф., Гришунин В. А., Коновалов С. В. Структура феррито-перлитной стали, подвергнутой механическому полированию // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2012. Т. 9, № 3. С. 319–323.
2. Масштабные уровни структурно-фазовых состояний и усталостная долговечность рельсовой стали после электронно-пучковой обработки / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин и др. // *Успехи физики металлов*. 2013. Т. 14, № 1. С. 67–80.
3. Повышение усталостного ресурса рельсовой стали электронно-пучковой обработкой / В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов и др. // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2013. № 2. С. 51–54.
4. Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой / В. Е. Громов, В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2012. № 3. С. 50–57.
5. Природа увеличения усталостной долговечности рельсовой стали электронно-пучковой обработкой / В. Е. Громов, В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2012. № 4. С. 49–56.
6. Разрушение рельсовой стали с перлитной структурой при усталости / В. Е. Громов, В. А. Гришунин, С. В. Райков и др. // *Деформация и разрушение материалов*. 2013. № 6. С. 37–42.
7. Структура поверхностного слоя и усталостная долговечность рельсовой стали, облученной высокоинтенсивным электронным пучком / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. А. Гришунин и др. // *Физическая мезомеханика*. 2013. Т. 16, № 2. С. 47–53.
8. Структурно-фазовый градиент, формирующийся в рельсовой стали, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком / В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов и др. // *Перспективные материалы*. 2013. № 6. С. 75–80.
9. Эволюция фазового состава и дефектной субструктуры поверхностных слоев рельсовой стали при усталости / В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов и др. // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2013. № 11. С. 58–62.
10. Электронно-пучковая обработка рельсовой стали: фазовый состав, структура, усталостная долговечность / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. А. Гришунин, С. В. Коновалов // *Вопросы материаловедения*. 2013. № 1(73). С. 20–30.
11. Эволюция фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком / В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов и др. // *Поверхность*.

Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 10. С. 82–88.

12. Egerton F. R. Physical Principles of Electron Microscopy. Basel: Springer International Publishing. 2016. 196 p.

13. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, S. V. Konovalov // Cambridge. CISP Ltd. 2015. 273 p.

14. Fultz B., Howe J. Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials. Fourth ed. Berlin: Springer, 2013. 764 p.

15. Jian Min Zuo, John C. H. Spence, Advanced Transmission Electron Microscopy, Springer. N. Y., 2017. 729 p.

16. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. – N. Y.: Springer, 2014. 770 p.

4. Thomas J., Gemming T. Analytical Transmission Electron Microscopy. Dordrecht: Springer Netherlands, 2014. 348 p.