

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.72.Hh, 62.23.St, 62.25.Mn, 68.37.Lp, 81.40.Np, 81.40.Wx

Масштабные уровни структурно-фазовых состояний и усталостная долговечность рельсовой стали после электронно-пучковой обработки

В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов*, В. А. Гришунин,
С. В. Райков, С. В. Коновалов

*Сибирский государственный индустриальный университет,
ул. Кирова, 42,*

654007 Новокузнецк, Россия

**Институт сильноточной электроники СО РАН,*

просп. Академический, 4,

634021 Томск, Россия

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии выполнены исследования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали, подвергнутой облучению электронными пучками в различных режимах и усталостному нагружению до разрушения. Выявлен режим обработки поверхности рельсовой стали высокоинтенсивными электронными пучками, позволяющий многократно ($\cong 2,5$ раз) увеличить её усталостную долговечность. Обсуждены физические механизмы увеличения усталостной долговечности стали, обработанной электронным пучком.

Методами сканівної та просвітлювальної електронної мікроскопії виконано дослідження структури, фазового складу і дефектної субструктури рейкової сталі, підданої опроміненню електронними пучками за різних режимів і втомного навантаження до руйнування. Виявлено режим оброблення поверхні рейкової сталі високоінтенсивними електронними пучками, який уможливило багатократно ($\cong 2,5$ рази) збільшити її втомну тривкість. Обговорено фізичні механізми збільшення втомної тривкості сталі, обробленої електронним пучком.

Investigations of the structure, phase composition, and defect substructure of the rail steel subjected to the electron-beam irradiation in different regimes and fatigue loading up to fracture are carried out by methods of scanning and transmission electron microscopy. The regime of rail steel surface treatment by high-intensive electron beams allowing increasing the fatigue life repeatedly (by $\cong 2.5$ times) is revealed. Physical mechanisms of the fatigue life increase of the steel treated by an electron beam are discussed.

Ключевые слова: рельсовая сталь, структура, фазовый состав, усталостная долговечность.

(Получено 29 октября 2012 г.)

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к изучению поверхностного упрочнения материалов за счёт концентрированных потоков энергии [1, 2]. Одним из перспективных методов преобразования поверхностного слоя металлов и сплавов без существенного изменения структуры и свойств объёма в целом является электронно-пучковая обработка (ЭПО) [3–5]. Возможности модификации поверхностных слоёв металлов и сплавов при электронно-пучковом импульсном облучении поверхности превосходят большинство подобных современных технологий (облучение поверхности мощными ионными пучками, лазерная обработка и обработка потоками плазмы и т.д.) [6]. Это, в первую очередь, связано с уникальными свойствами электронного пучка как инструмента обработки: высокий коэффициент преобразования энергии от «розетки» в пучок (более $\cong 90\%$), низкий (менее $\cong 10\%$) коэффициент отражения энергии пучка от подложки, значительные (до 10 см^2) размеры отпечатка электронного пучка на обрабатываемой поверхности, высокая (более 10^6 Вт/см^2) плотность мощности электронного пучка, высокая (более 10 с^{-1}) частота следования импульсов тока пучка [7, 8].

При обработке поверхностного слоя низкоэнергетическими высокоинтенсивными электронными пучками наблюдается формирование градиентной структуры, однако явно выраженная поверхность раздела между модифицированным слоем и объёмом материала отсутствует [9, 10]. Последнее определяет хорошие демпфирующие свойства материала в целом при механических и температурных внешних воздействиях, предотвращая преждевременное зарождение и распространение с поверхности в основной объём материала хрупких микротрещин, приводящих к образованию магистральных трещин и разрушению.

Закономерности пластической деформации и упрочнения обычно анализируются на различных взаимосвязанных структурно-масштабных уровнях от макро- до нано- [11, 12]. Концепция структурно-масштабных уровней является исключительно плодотворной и её придерживаются при анализе изменения фазового состава и дефектной субструктуры при пластической деформации в условиях внешних энергетических воздействий [13].

В настоящей работе проанализированы на различных масштабных уровнях структурно-фазовые состояния и дефектная субструк-

тура поверхностных слоёв, формирующихся в рельсовой стали при облучении высокоинтенсивным электронным пучком и последующих многоцикловых знакопеременных усталостных испытаниях до разрушения.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования была использована рельсовая сталь Э76Ф, элементный состав которой, согласно ГОСТ Р 51685–2000, следующий (вес. %): 0,71–0,82 С; 0,03–0,15 V; 0,25–0,6 Si; 0,75–1,15 Mn; до 0,025 S; до 0,025 P; до 0,02 Al; остальное Fe. Перед облучением электронным пучком сталь прошла термическую обработку, позволившую сформировать перлитную структуру. Образцы облучались на установке «СОЛО» [4, 7–9] при следующих параметрах: плотность энергии пучка электронов $E_s = 10, 20, 30$ Дж/см²; длительность воздействия импульса 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 $\cong 0,02$ Па. Как и в [6, 11, 12], образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда с параметрами 8×15×145 мм³. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полукруглости радиуса 10 мм. Усталостные испытания проводились на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Напряжение циклической нагрузки — 20 МПа, частота нагружения — 20 циклов/с, температура испытания — 296 К.

Морфологию поверхности облучения изучали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) [16]. Фазовый состав и дефектную субструктуру стали анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) [17–19]. Фольги для электронной дифракционной микроскопии готовили односторонним электролитическим утонением (электролит на основе ортофосфорной кислоты и хромового ангидрида) пластинок, вырезанных параллельно поверхности облучения (лицевой поверхности образца) на различном расстоянии от поверхности воздействия ($\cong 10, 40, 100$ мкм, а также включая саму поверхность).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Предварительная термическая обработка стали привела к формированию поликристаллической структуры, представленной преимущественно зёрнами перлита пластинчатой морфологии. В незначительном количестве в стали присутствуют зерна феррита, свободные от включений карбидной фазы (далее — зерна структурно

свободного феррита), и зерна феррита, в объёме и вдоль границ которых располагаются частицы цементита глобулярной формы (далее — зерна «псевдоперлита»). В ферритных прослойках перлита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций, скалярная плотность которых $\cong 2,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Зерна феррита и «псевдоперлита» содержат дислокационную субструктуру в виде сеток и хаотически расположенных дислокаций со скалярной плотностью $\cong 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Вблизи границ и стыков границ зёрен феррита наблюдается фрагментированная, реже, субзёрненная структура.

ЭПО стали сопровождается формированием на поверхности облучения микрократеров, количество которых на единицу площади поверхности снижается, а их средние размеры увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов от 10 до 30 Дж/см² (рис. 1).

Плавление стали (при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ толщина расплавленного слоя составляет единицы микрометра, при $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$ — достигает $\cong 20 \text{ мкм}$) (рис. 2, кривая 2) и последующая высокоскоростная кристаллизация привели к формированию в приповерхностном слое разномасштабной (многоуровневой) структуры. К микромасштабному уровню отнесём зёрненную структуру; средние размеры зёрен увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов от $\cong 5 \text{ мкм}$ (10 Дж/см²) до $\cong 8,5 \text{ мкм}$ (30 Дж/см²). В объёме зёрен наблюдается субзёрненная структура (рис. 3) — так называемая структура ячеистой кристаллизации [20]. Формирование такой структуры однозначно свидетельствует о плавлении поверхностного слоя и последующей высокоскоростной кристаллизации со скоростями $\cong 10^6 \text{ К/с}$ [3, 4]. С ростом плотности энергии пучка электронов средний размер ячеек увеличивается от $330 \pm 112 \text{ нм}$ при 10 Дж/см² до $427,5 \pm 120 \text{ нм}$ при 30 Дж/см² (рис. 2, кривая 1). Ячейки высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя стали

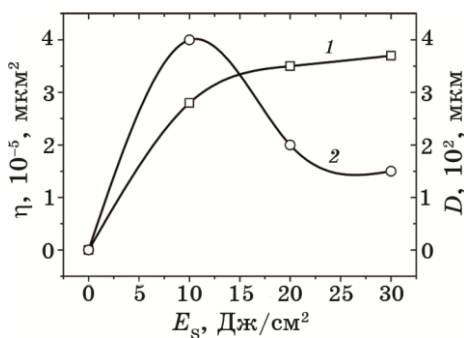


Рис. 1. Зависимость количества кратеров на единицу площади поверхности облучённой стали η (кривая 2) и среднего диаметра кратера D (кривая 1) от плотности энергии пучка электронов E_s .

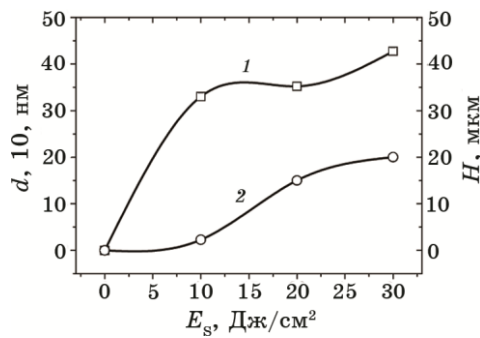


Рис. 2. Зависимость среднего диаметра кратера ячеек кристаллизации d (кривая 1) и толщины расплавленного поверхностного слоя H (кривая 2) от плотности энергии пучка электронов E_s .

отнесём к мезомасштабному уровню.

Высокоскоростное охлаждение стали привело к закалке поверхностного слоя. В объёме ячеек кристаллизации формируется мартенситная структура преимущественно пакетной морфологии (см. рис. 3, б). Размеры пакетов в большинстве случаев ограничивались размерами ячеек кристаллизации; поперечные размеры кристаллов мартенсита изменяются в пределах 50–100 нм и незначительно увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов. По границам и в стыках границ ячеек кристаллизации выявляются частицы округлой формы (рис. 3, а; частицы указаны стрелками). Методами СЭМ (исследования выполнены в обратно отражённых электронах) и ПЭМ установлено, что данные частицы являются

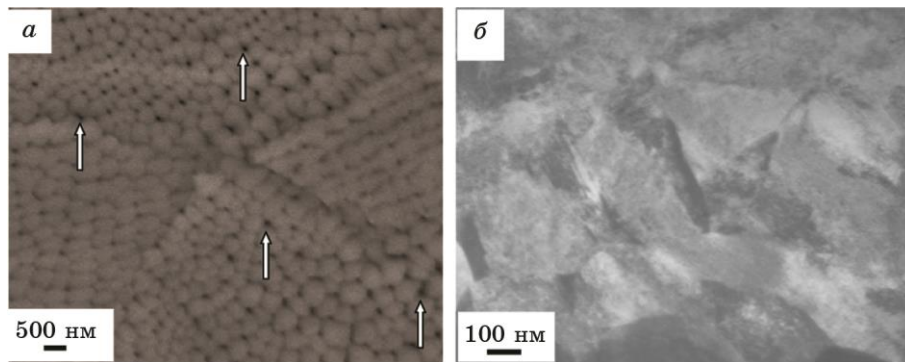


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры ячеистой кристаллизации, формирующейся в поверхностном слое рельсовой стали, облучённой электронным пучком. (Изображение получено методами СЭМ в обратно отражённых электронах (а) и ПЭМ (б). Стрелками на «а» указаны частицы графита.)

графитом. Размеры частиц графита изменяются в пределах 70–145 нм. Кристаллы пакетного мартенсита и частицы графита отнесём к наномасштабному уровню. К наномасштабному уровню относятся также прослойки остаточного аустенита и частицы цементита (цементит «самоотпуска» стали), выявленные вдоль границ и в объёме кристаллов мартенсита.

Следует отметить, что при обработке рельсовой стали электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 10 Дж/см^2 в поверхностном слое формируется крайне неоднородная структура. Наряду со структурой ячеистой кристаллизации, содержащей наноразмерные кристаллы мартенсита, в поверхностном слое выявляются зерна со структурой пакетного мартенсита, поперечные размеры кристаллитов которых изменяются в пределах 85–220 нм, что близко к поперечным размерам кристаллов мартенсита стали, закалённой с печного нагрева [21, 22]. Одновременно с этим выявляются зерна, в объёме которых присутствуют области микронных размеров, границы которых «оконтуриваются» кристаллами мартенсита. В объёме таких областей присутствует сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью $\cong 10 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что соответствует плотности дислокаций кристаллов мартенсита закалённой стали [23, 24]. Условно назовём такие образования «мартенситом зёрненного типа».

Выявленная неоднородность структурно-фазового состояния поверхностного слоя стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см^2 , очевидно, обусловлена особенностями структуры исходного состояния, а именно, присутствием зёрен, обогащённых углеродом (зерна перлита), и зёрен с минимальным содержанием углерода (зерна феррита). Сравнительно малая плотность энергии пучка электронов (10 Дж/см^2), сверхвысокие скорости термической обработки, реализующиеся при облучении стали электронным пучком, не приводят к гомогенизации поверхностного слоя, вследствие этого области стали, обогащённые углеродом, кристаллизуются с образованием ячеистой структуры; в областях поверхностного слоя, обеднённых углеродом, ячейки кристаллизации не образуются. Диаграмма структур, формирующихся в поверхностном слое рельсовой стали, облучённой высокоинтенсивным электронным пучком с различной плотностью энергии пучка электронов, приведена на рис. 4.

Обработка стали высокоинтенсивным электронным пучком, вследствие сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, приводит к формированию в поверхностном слое образца градиентного структурно-фазового состояния [9]. При обработке поверхности стали электронным пучком с параметрами 10 Дж/см^2 , 50 мкс, 3 имп., $0,3 \text{ с}^{-1}$ (режим обработки с минимальной толщиной расплавленного слоя) в слое, расположенном на глубине $\cong 10 \text{ мкм}$, форми-

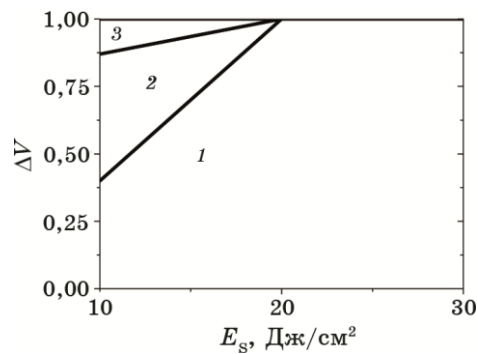


Рис. 4. Диаграмма структур, формирующихся в поверхностном слое рельсовой стали, облучённой высокоинтенсивным электронным пучком с различной плотностью энергии пучка электронов E_s : 1 — относительное содержание в структуре поверхностного слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых менее 100 нм (наноразмерный мартенсит); 2 — относительное содержание в структуре поверхностного слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых более 100 нм; 3 — относительное содержание в структуре поверхностного слоя мартенсита зёрненного типа.

руется многофазная структура, представленная мартенситом пакетной и пластинчатой морфологии, остаточным аустенитом и цементитом (рис. 5, а, б). Присутствие мартенсита и остаточного аустенита указывает на протекание в данном слое стали полиморфного $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения.

Присутствие частиц цементита может свидетельствовать как о протекании процесса «самоотпуска» мартенсита, так и указывать на неполное растворение цементита перлитных колоний. Как пра-

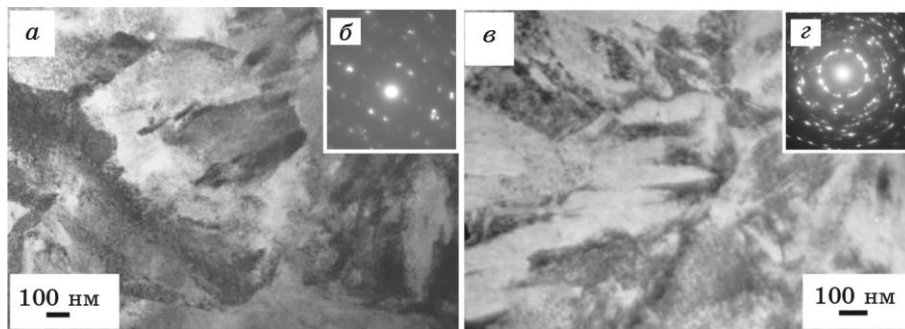


Рис. 5. ПЭМ-изображения структуры стали, облучённой электронным пучком при плотности энергии пучка 10 Дж/см² (а, б) и 30 Дж/см² (в, г): а, в — светлопольные изображения; б, г — микроэлектроннограммы. а — структура слоя, расположенного на расстоянии $\cong 10$ мкм от поверхности облучения; в — $\cong 40$ мкм.

вило, «самоотпуск» стали сопровождается формированием частиц цементита игольчатой морфологии, расположенных в кристаллах мартенсита [25, 26]. В исследуемом нами состоянии частицы цементита имеют глобулярную морфологию и располагаются в объёме и по границам кристаллов мартенсита. Это обстоятельство позволяет предположить, что наблюдающиеся частицы цементита являются осколками частично растворившихся пластин цементита исходного состояния. Следовательно, реализующиеся при данном режиме электронно-пучковой обработки температурно-временные условия нагрева и охлаждения стали не позволяют сформировать в анализируемом слое (слое, расположенном на глубине $\cong 10$ мкм) однофазный твёрдый раствор углерода в аустените.

При обработке поверхности стали электронным пучком с параметрами $20\text{--}30$ Дж/см², 50 мкс, 3 имп., $0,3$ с⁻¹ в слое, расположенном на глубине $\cong 10\text{--}15$ мкм, формируется структура, основой которой является α -фаза, характеризующаяся малым размером зёрен ($0,8\text{--}1,5$ мкм). В объёме зёрен выявляется мартенситная структура, представленная кристаллами пакетного и пластинчатого мартенсита. В работах [27–29] при исследовании структуры конструкционных сталей, обработанных высокоинтенсивным электронным пучком, было показано, что формирование в подповерхностном слое поликристаллической структуры с ультрамалым размером зёрен ($0,5\text{--}1,0$ мкм) обусловлено нахождением данного слоя в зоне контакта расплава с твёрдым телом (область дна ванны расплава). Наряду с α -фазой в исследуемом объёме присутствуют γ -фаза (остаточный аустенит) и карбид железа (цементит), рефлекссы которых выявляются на микроэлектронограммах. Диаграмма структур, формирующихся в рельсовой стали, облучённой высокоинтенсивным электронным пучком с различной плотностью энергии пучка электронов, в слое, расположенном на глубине $\cong 10$ мкм, приведена на рис. 6.

В слое, расположенном на расстоянии $\cong 40$ мкм от поверхности облучения электронным пучком при плотности энергии пучка 30 Дж/см² (слой термического влияния), формируется многофазная морфологически разнообразная структура, образующаяся в температурном интервале сосуществования трёх фаз — α -фазы, γ -фазы и карбида железа. Основной фазой данного слоя является α -фаза. Преимущественной морфологической формой α -фазы являются зерна, в которых прошло мартенситное превращение с образованием кристаллов пакетного мартенсита и кристаллов пластинчатого мартенсита (рис. 5, *в*). На микроэлектронограммах, получаемых с мартенситной структуры, практически всегда присутствуют рефлекссы γ -фазы (остаточный аустенит), указывая на незавершённость $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения (рис. 2, *з*). В незначительном количестве обнаруживаются зерна структурно свободного феррита, которые

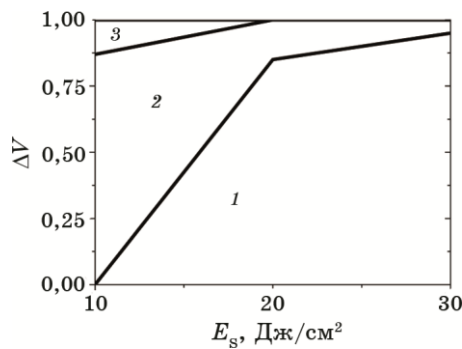


Рис. 6. Диаграмма структур, формирующихся в облучённой рельсовой стали, в слое, расположенном на глубине $\cong 10$ мкм: 1 — относительное содержание в структуре слоя кристаллов наноразмерного мартенсита; 2 — относительное содержание в структуре слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых более 100 нм; 3 — относительное содержание в структуре слоя зёрен, в объёме которых выявлены частицы цементита глобулярной морфологии.

были выявлены и в структуре стали перед облучением электронным пучком. Следовательно, мартенситная структура формировалась в зёрнах перлита и «псевдоперлита», т.е. обогащённых углеродом.

В исследуемом слое выявляются зерна перлита, в объёме которых фиксируются различные стадии термического разрушения пластин цементита и реализации процесса $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения (далее по тексту будем называть такие зерна зёрнами с «феррито-цементитной структурой»). В этом случае в объёме зерна присутствуют кристаллы мартенсита, прослойки или/и островки остаточного аустенита и частицы цементита пластинчатой или глобулярной формы. Термическое преобразование зёрен «псевдоперлита» в отдельных случаях приводит к формированию структуры зёренно-субзёренной типа. Размеры зёренно-субзёренной структуры изменяются в широких пределах 200–550 нм. В стыках и вдоль границ зёрен располагаются частицы цементита глобулярной морфологии; размеры частиц изменяются в пределах 15–25 нм. В объёме таких зёрен и субзерен присутствуют кристаллы пакетного мартенсита, поперечные размеры которых изменяются в пределах 30–50 нм. Диаграмма структур, формирующихся в рельсовой стали, облучённой высокоинтенсивным электронным пучком с различной плотностью энергии пучка электронов, в слое, расположенном на глубине $\cong 40$ мкм, приведена на рис. 7.

Электронно-пучковая обработка по указанным выше режимам не приводит к значимому изменению фазового состава и дефектной субструктуры слоя стали, расположенного на расстоянии $\cong 100$ мкм от поверхности облучения. Выполненные исследования, осуществ-

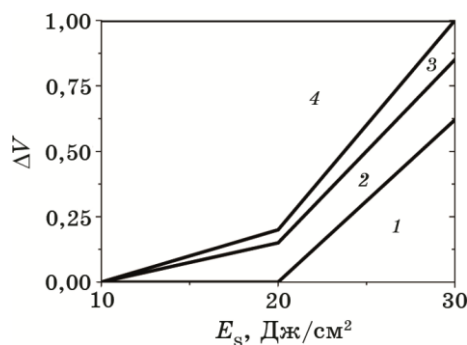


Рис. 7. Диаграмма структур, формирующихся в облучённой рельсовой стали, в слое, расположенном на глубине $\cong 40$ мкм: 1 — относительное содержание в структуре слоя кристаллов наноразмерного мартенсита; 2 — относительное содержание в структуре слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых более 100 нм; 3 — относительное содержание в структуре слоя зёрен с «феррито-цементитной» структурой; 4 — относительное содержание в структуре слоя зёрен перлита.

лённые методами просвечивающей электронной микроскопии, выявили зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна структурно свободного феррита и зерна «псевдоперлита». Ферритная составляющая структуры данного слоя стали дефектна. Основным типом дефектов являются дислокации, расположенные хаотически или формирующие сетчатую дислокационную субструктуру. В зёрнах структурно свободного феррита в незначительных количествах выявляется фрагментированная и полосовая дислокационная субструктуры.

В результате многоцикловых усталостных испытаний стали в исходном состоянии и после электронно-пучковой обработки выявлен режим обработки, позволяющий многократно увеличивать усталостную долговечность [30] (рис. 8). Усталостное разрушение стали, не обработанной электронным пучком, наступившее после $\cong 2,15 \cdot 10^5$ циклов (рис. 8, усталостная долговечность необработанной стали обозначена пунктирной линией), сопровождается формированием подслоя толщиной $\cong 10$ мкм, на границе раздела которого с основным объёмом материала располагаются микропоры.

Это обстоятельство позволяет предположить, что усталостное разрушение стали зарождается в подповерхностном слое. Деформация стали в условиях усталостного нагружения сопровождается структурно-фазовым преобразованием стали: (1) разрушением пластин цементита перлитных колоний, осуществляемым перерезанием движущимися дислокациями и растворением вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решётки цементита на дислокации; (2) повторным выделением на дислокациях наноразмерных

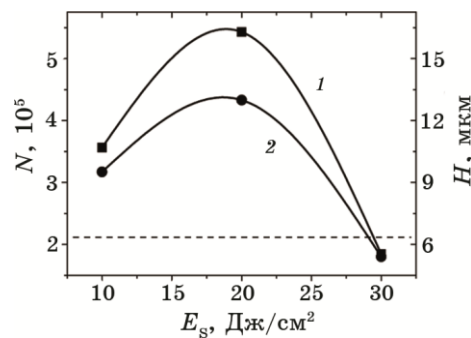


Рис. 8. Зависимость числа циклов до разрушения N (кривая 1) и толщины H поверхностного слоя, отделённого от основы микропорами (кривая 2) от плотности энергии пучка электронов E_s . Пунктирной прямой отмечена величина усталостной долговечности стали в исходном состоянии.

частиц цементита (деформационное старение стали); (3) формированием субзёрненной структуры; (4) формированием внутренних полей напряжений вследствие несовместности деформации соседних зёрен и субзёрен, α -фазы и частиц цементита. В наиболее полном объёме процессы деформационного преобразования стали протекают в слое, расположенном на глубине $\cong 10$ мкм.

Многоцикловые усталостные испытания стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком, выявили зависимость усталостной долговечности материала от плотности энергии пучка электронов E_s (рис. 8, кривая 1). Отчётливо видно, что максимальный эффект (увеличение усталостной долговечности стали в $\cong 2,5$ раза) наблюдается при $E_s = 20$ Дж/см².

При исследовании поверхности излома образцов, обработанных электронным пучком, выявлен подслой, характерной особенностью которого является присутствие большого количества микропор (рис. 9). Присутствие микропор указывает на то, что разрушение стали, обработанной электронным пучком, начинается не на поверхности образца, а в подповерхностном слое. Поры располагаются упорядоченным образом, формируя строчки, расположенные параллельно поверхности облучения (рис. 9, в).

Наиболее ярко порообразование проявляется при исследовании поверхности разрушения стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² (рис. 9, в). Размеры пор в этом случае изменяются в пределах 1–6 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 выражены менее явно. Строчки, формируемые порами, располагаются на определённом расстоянии от поверхности облучения, коррелируя с изменением усталостной дол-

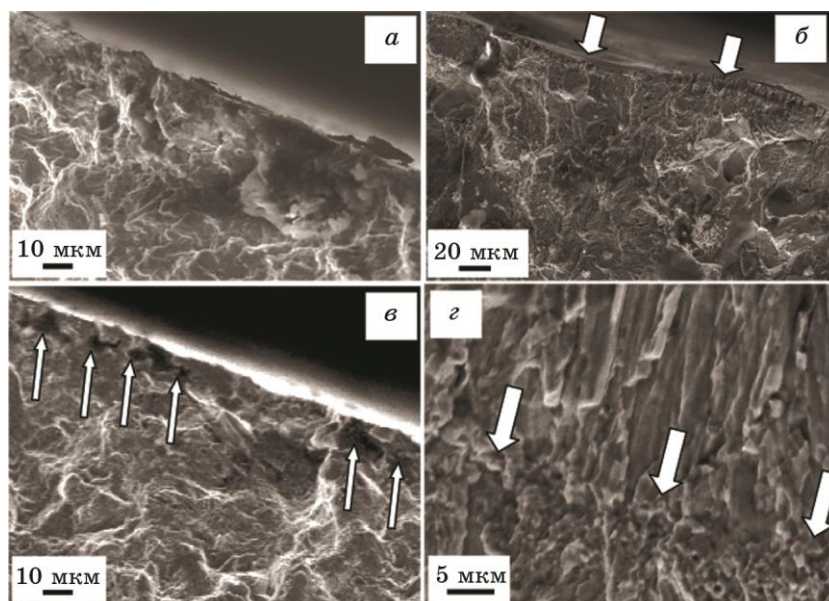


Рис. 9. Поверхность усталостного разрушения рельсовой стали: *a* — исходное состояние; *б, г* — после облучения электронным пучком при $E_s = 20$ Дж/см²; *в* — $E_s = 10$ Дж/см². Стрелками указано: на «*б*» — поверхность, подвергнутая облучению; на «*в*» — поры, расположенные в подповерхностном слое; на «*г*» — переходный слой, разделяющий зону кристаллизации и зону термического влияния.

говечности стали (рис. 8, кривая 2).

В работах [31–33] показано, что на границе раздела «упрочнённый слой–основа» в процессе нагружения формируются мощные концентраторы напряжений, релаксация которых сопровождается растрескиванием упрочнённого слоя, что приводит к преждевременному выходу из строя усталостно-нагруженного материала. Наиболее ярко этот процесс выражен при плоской границе раздела таких слоёв. Формирование зубчатого или игольчатого профиля границы раздела приводит к диспергированию концентраторов напряжений и способствует более однородному пластическому течению в подложке, повышая эксплуатационные характеристики поверхностно упрочнённых конструкционных материалов [34–36].

Проанализируем полученные в настоящей работе результаты, опираясь на изложенные в [30–36] факты. Сопоставляя результаты исследования структуры стали, выявленные методами ПЭМ и СЭМ, можно отметить, что порообразование в стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см², протекает в слое, разделяющем поверхностный слой, упрочнённый вследствие формирования мартенситной структуры,

и основной объем стали с феррито-перлитной структурой. Граница раздела данных слоёв проходит преимущественно по границе раздела зёрен и, следовательно, является относительно плоской, предрасположенной к формированию мощных концентраторов напряжений, релаксация которых сопровождается растрескиванием упрочнённого слоя.

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 (дно ванны расплава) (рис. 9, *з*). Слой кристаллизации имеет столбчатую структуру с субмикроструктурным поперечным размером столбиков. Следовательно, граница раздела «упрочнённый слой–основа» имеет зубчатый или игольчатый профиль. Последнее, согласно результатам работ [30–33], приводит к диспергированию концентраторов напряжений и способствует более однородному пластическому течению в подложке, многократно ($\approx 2,5$ раза) повышая усталостную долговечность рельсовой стали.

Электронно-пучковая обработка стали при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см^2 сопровождается формированием протяжённого упрочнённого 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 приводила к формированию многочисленных микротрещин при утонении пластинки в процессе приготовления фольги. Следовательно, основной причиной низкого уровня усталостной долговечности стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см^2 , являются остаточные напряжения, формирующиеся в упрочнённом слое.

При электронно-микроскопических исследованиях структуры металлов и сплавов методом тонких фольг внутренние поля напряжений проявляются через изгибные экстинкционные контуры (рис. 10, *а*) [17–19]. Присутствие изгибных экстинкционных контуров указывает на изгиб–кручение кристаллической решётки данного участка фольги. В работах [37, 38] показано, что кривизна–кручение кристаллической решётки (амплитуда внутренних полей напряжений) обратно пропорциональна ширине изгибного экстинкционного контура. Следовательно, анализируя изменение ширины изгибных экстинкционных контуров, можно провести сравнительный анализ эволюции кривизны–кручения кристаллической решётки исследуемого материала. Выполненный таким образом анализ состояния материала выявил в устье трещины изгибные

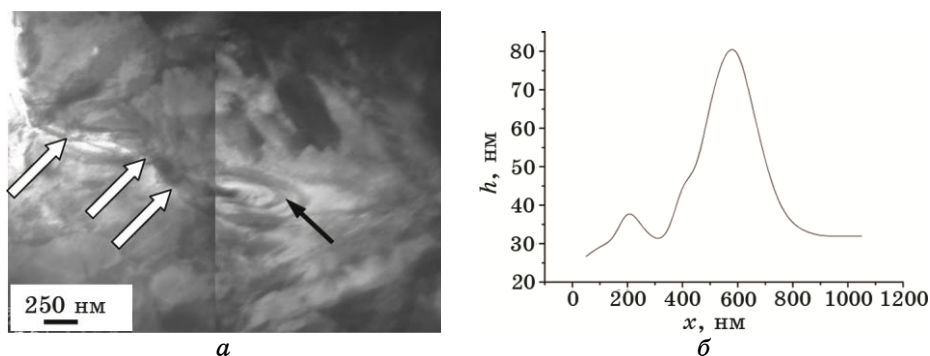


Рис. 10. ПЭМ-изображение изгибных экстинкционных контуров, формирующихся в устье трещины (трещина на «а» указана светлыми стрелками) в стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком (а); б — профиль изгибного экстинкционного контура, указанного на «а» темной стрелкой.

экстинкционные контуры кольцеобразной формы, опирающиеся на границы трещины (рис. 10, а). Минимальной толщина контура фиксируется у границы трещины, максимальная — на некотором расстоянии от устья трещины (на рис. 10, б).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполненные в настоящей работе исследования на различных масштабных уровнях фазового состава, дефектной субструктуры и усталостной долговечности рельсовой стали, подвергнутой облучению высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком в различных режимах, позволяют сделать следующие выводы.

Облучение рельсовой стали высокоинтенсивным электронным пучком с параметрами: энергия электронов 18 кэВ, плотность энергии 10–30 Дж/см², длительность воздействия 50 мкс и частота следования 0,3 с⁻¹ пучка электронов; количество импульсов воздействия 3 (среда облучения—инертный газ аргон при остаточном давлении $\approx 0,02$ Па) сопровождается плавлением поверхностного слоя и формированием структуры преимущественно ячеистой кристаллизации.

Выявлено расслоение поверхностного слоя стали по углероду с образованием в стыках ячеек кристаллизации частиц графита при высокоскоростной кристаллизации, инициированной электронно-пучковой обработкой.

Высокоскоростная закалка рельсовой стали в условиях воздействия высокоинтенсивным электронным пучком сопровождается формированием наноразмерной мартенситной структуры. Выявлен

градиентный характер структуры, формирующейся в поверхностном слое стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком.

Показано, что в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения в режиме оплавления (10 Дж/см^2 , 50 мкс , 3 имп , $0,3 \text{ с}^{-1}$) в поверхностном ($\cong 0,5\text{--}1,0 \text{ мкм}$) слое стали формируется микронеоднородное структурно-фазовое состояние, представленное зёрнами α -фазы с ячейками кристаллизации, в объёме которых образуются кристаллы мартенсита наноразмерного диапазона, и зёрнами α -фазы с кристаллами мартенсита субмикронного диапазона. Формирование неоднородной структуры поверхностного слоя связано, с одной стороны, со сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения (малым временем гомогенизации), реализующимися при обработке стали импульсным электронным пучком, и, с другой стороны, неоднородным структурно-фазовым состоянием стали перед облучением (зерна перлита и «псевдоперлита», зерна структурно свободного феррита).

В слое, расположенном на границе ванны расплава, выявлено формирование поликристаллической структуры с ультрамалым размером зёрен ($0,8\text{--}1,5 \text{ мкм}$), в объёме которых обнаружена наноразмерная мартенситная структура.

В слое термического влияния, расположенном в температурном интервале сосуществования α -фазы, γ -фазы и карбида железа, формируется многофазная морфологически многокомпонентная структура, что обусловлено структурной неоднородностью исходного состояния стали (зерна перлита, структурно свободного феррита и «псевдоперлита») и малым временем термического воздействия, инициированного электронным пучком.

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

Выявлен режим облучения высокоинтенсивным электронным пучком, позволяющий многократно ($\cong 2,5$ раза) увеличить усталостную долговечность рельсовой стали. Увеличение усталостной долговечности стали, облучённой электронным пучком, может

быть обусловлено формированием игольчатого профиля границы раздела, приводящего к диспергированию концентраторов напряжений и способствующего более однородному пластическому течению в подложке.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг.» (соглашение № 14.В37.11.0071).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. К. К. Кадыржанов, Ф. Ф. Комаров, А. Д. Погребняк, *Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов* (Москва: МГУ: 2005).
2. В. А. Грибков, Ф. И. Григорьев, Б. А. Калинин, *Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов* (Москва: Круглый стол: 2001).
3. V. P. Rotshtein, D. I. Proskurovsky, and G. E. Ozur, *Surface & Coatings Technology*, Nos. 180–181: 377 (2004).
4. Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль, *Структура и свойства перспективных металлических материалов* (Ред. А. И. Потеев) (Томск: НТЛ: 2007), гл. 13.
5. Н. Н. Коваль, Ю. Ф. Иванов, *Известия вузов. Физика*, № 5: 60 (2008).
6. Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов, *Физические основы повышения усталостной долговечности нержавеющей сталей* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2011).
7. V. N. Devyatkov, N. N. Koval, and P. M. Schanin, *Laser and Particle Beams*, No. 21: 243 (2003).
8. Н. Н. Коваль, Ю. Ф. Иванов, *Известия вузов. Физика*, № 5: 60 (2008).
9. В. Е. Громов, С. В. Горбунов, Ю. Ф. Иванов и др., *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, № 10: 62 (2011).
10. Ю. Ф. Иванов, С. В. Горбунов, В. Е. Громов и др., *Материаловедение*, № 5: 43 (2011).
11. В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев, *Структурные уровни деформации твёрдых тел* (Новосибирск: Наука: 1985).
12. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Известия вузов. Физика*, № 2: 89 (1990).
13. О. Ю. Ефимов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, *Формирование структуры, фазового состава и свойств сталей и сплавов в упрочняющих технологиях обработки давлением* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2012).
14. *Усталость сталей, модифицированных высокоинтенсивными электронными пучками* (Ред. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов) (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2012).
15. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Горбунов и др., *Физика металлов и материаловедение*, № 1: 83 (2011).
16. Л. Энгеле, Г. Клингеле, *Растровая электронная микроскопия. Разрушение* (Москва: Металлургия: 1986).
17. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металлове-*

- дении (Москва: Металлургия: 1973).
18. К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Кноун, *Электроннограммы и их интерпретация* (Москва: Мир: 1971).
 19. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др., *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968).
 20. А. М. Глезер, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, *Наноматериалы: структура, свойства, применение* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2012).
 21. Ю. Ф. Иванов, *Физика металлов и металловедение*, № 9: 57 (1992).
 22. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Физика металлов и металловедение*, № 11: 202 (1991).
 23. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, В. Е. Громов и др., *Успехи физики металлов*, № 10: 391 (2009).
 24. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов и др., *Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: СибГИУ: 2010).
 25. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 12: 38 (1990).
 26. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Физика металлов и металловедение*, № 10: 203 (1991).
 27. Ю. Ф. Иванов, В. Н. Девятков, И. М. Гончаренко и др., *Физическая мезомеханика*, 7: 173 (2004).
 28. А. В. Колубаева, Ю. Ф. Иванов, В. Н. Девятков и др., *Известия ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 8: 30 (2007).
 29. Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Колубаева, С. В. Коновалов и др., *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 12: 10 (2008).
 30. В. Е. Громов, В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов и др., *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 3: 23 (2012).
 31. В. Е. Панин, А. И. Слосман, Н. А. Антипина и др., *Физическая мезомеханика*, 4, № 1: 105 (2001).
 32. В. Е. Панин, А. И. Слосман, Н. А. Антипина, *Известия Томского политехнического университета*, № 1: 30 (2003).
 33. Н. А. Антипина, *Механизмы пластической деформации и разрушения на мезомасштабном уровне поверхностно упрочнённой хромистой стали* (Дис. ... канд. техн. наук) (Томск: 1996).
 34. В. Е. Панин, А. В. Панин, *Физическая мезомеханика*, № 5: 7 (2005).
 35. С. В. Панин, А. В. Коваль, А. Ю. Ткаченко и др., *Физическая мезомеханика*, № 2: 81 (2003).
 36. А. В. Романенко, *Влияние макроструктуры упрочнённого слоя и профиля границы раздела на характер пластической деформации и разрушения на мезоуровне борированных малоуглеродистых сталей* (Дис. ... канд. техн. наук) (Томск: 2004).
 37. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Вестник ТГАСУ*, № 1: 21 (1999).
 38. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. И. Базайкин и др., *Физика и механика волочения и объёмной штамповки* (Москва: Недра: 1997).

