УДК 669.539.382:669.17

ПРЕОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

Юрьев А.А.³, инженер-исследователь УНИ (ant-yurev@yandex.ru)

Громов В.Е.⁴, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой

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

Коновалов С.В.⁵, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии

металлов и авиационного материаловедения (ksv@ssau.ru)

Перегудов О.А.⁶, к.т.н., помощник ректора по молодежной политике (olegomgtu@mail.ru)

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН

(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ АО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

(654043, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., шоссе Космическое, 16)

⁴ Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

⁵ Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

(443086, Россия, Самара, Московское шоссе, 34)

⁶ Омский государственный технический университет

(644050, Россия, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изучена эволюция карбидной фазы в поверхностных слоях объемно (пропущенный тоннаж 500 и 100 млн. т брутто) и дифференцированно (пропущенный тоннаж 691,8 млн. т) закаленных рельсов на глубину до 10 мм по центральной оси и по выкружке головки рельсов. Проанализированы зерна пластинчатого перлита, феррито-карбидной смеси, структурно свободного феррита. Установлено протекание в поверхностных слоях при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих механизмов преобразования карбидной фазы стали: механизма разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); механизма разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и в ядра дислокаций), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита. На месте бывших пластин формируется фрагментированная дислокационная субструктура. Границы фрагментов декорируют места, где раньше были межфазные границы цементит – α -фаза. Основная причина растворения цементита заключается в том, что атомам углерода энергетически выгоднее находиться на ядрах дислокации и на субграницах, чем в решетке цементита. Энергия связи атом углерода – дислокация составляет 0,6 эВ, связи атом углерода – субграница – 0,8 эВ, в то время как в цементите его удерживает 0,4 эВ. Выявлено формирование упругопластических полей напряжений, концентраторами которых являются внутри- и межфазные границы раздела зерен феррита и перлита, пластин цементита и феррита колоний перлита, частиц глобулярного цементита и феррита. Основными источниками кривизны-кручения кристаллической решетки металла рельсов являются внутри- и межфазные границы раздела зерен феррита и перлита, пластин цементита и феррита колоний перлита, частиц глобулярного цементита и феррита. По мере приближения к поверхности катания увеличивается число концентраторов напряжений и амплитуда внутренних дальнедействующих полей напряжений.

Ключевые слова: карбидная фаза, рельсы, длительная эксплуатация, разрушение пластин цементита, наноразмерный феррит.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-140-148

Стали с перлитной структурой, широко используемые в промышленности при изготовлении ответственных деталей и конструкций, находятся в центре внимания ученых в области физического материаловедения, поскольку при эксплуатации в сталях происходят структурно-фазовые изменения, негативно сказывающиеся на надежности изделий. Для эвтектоидных сталей наиболее подробные исследования изменений в структуре карбидной фазы перлита в ходе пластической деформации проведены в работах [1 – 5]. Обнаружены и описа-

ны фрагментация цементитных пластин, их дробление, измельчение и полное исчезновение.

В современных условиях больших нагрузок на ось и высоких скоростей движения поверхностные слои рельсов испытывают при длительной эксплуатации интенсивные пластические деформации, приводящие к формированию структурно-фазовых состояний с аномально высокой микротвердостью и наномасштабным размером зерен. В сравнительно небольшом количестве работ [6 – 11] показано, что уже после пропущенно-

го тоннажа 100 – 300 млн. т пластины цементита либо изогнуты, либо разрушены, на межфазных границах отмечается крайне высокая плотность дислокаций, происходит растворение цементита и образование аустенита за счет обратного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [6 – 11].

При интенсивной пластической деформации, соответствующей пропущенному тоннажу $3,6 \cdot 10^8$ и $3,8 \cdot 10^6$ т брутто, в поверхностных слоях рельсов отмечено формирование бесструктурных областей на глубину до 100 мкм [6 – 11]. Микроструктура «белого» слоя во многом схожа со структурой, наблюдаемой в условиях интенсивной пластической деформации при равноканальном угловом прессовании и кручений сдвигом [12 – 14]. Поскольку массовое производство 100-м дифференцированно закаленных рельсов в России началось всего четыре года назад, то выявление природы и закономерностей эволюции при длительной эксплуатации карбидной фазы в головке таких рельсов приобретает особую актуальность, имеет научную и практическую значимость.

Важно отметить, что эвтектоидные стали, обработанные на перлитную структуру, характеризуются отсутствием свободного феррита. В случае рельсовых сталей перлитная структура составляет лишь часть объема материала, остальное – α -фаза. Поэтому естественно, что процессы разрушения и структурное состояние цементита в ходе пластической деформации в эвтектоидной стали и в рельсовой стали отличаются [15].

Большинство используемых методик анализа изменения цементитной фазы не обладает достаточной степенью локальности. Это не позволяет проследить за эволюцией отдельно взятой пластины. Наиболее развитой к настоящему времени методикой прицельного анализа структурно-фазового состояния материала является электронная дифракционная микроскопия. Этот метод позволяет одновременно проводить комплексный анализ морфологии и дефектной структуры (метод светлопольного изображения), фазового состава (темнопольный метод, совмещенный с получением и индентированием микроэлектроннограмм) с достаточной (для анализируемой в настоящей работе проблемы) степенью локальности (менее 1 мкм по поверхности и десятых долей мкм по глубине) [15].

Целью настоящей работы является анализ методами послойной просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) эволюции карбидной фазы при длительной эксплуатации рельсов.

В качестве материала исследования использовали образцы объемно закаленных рельсов Р65 после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто и дифференцированно закаленных рельсов ДТ350 производства АО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ – ЗСМК») после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто. Объемно закаленные рельсы были изъяты из эксплуа-

тации на Свердловской железной дороге, а дифференцированно закаленные – из экспериментального кольца АО «ВНИИЖТ». По содержанию всех химических элементов, выявленных в результате проверочного анализа химического состава, металл рельсов удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685 – 2013.

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии [16 – 21]. Фольги для исследования готовили путем электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 0, 2 и 10 мм от поверхности катания по центральной оси и по выкружке (рис. 1).

Вне зависимости от типа рельсов основными морфологическими составляющими стали являются зерна пластинчатого перлита, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Для дифференцированно закаленных рельсов на расстоянии 10 мм от поверхности катания относительное содержание зерен структурно свободного феррита составляло 5 % (отметим, что относительное содержание зерен феррита практически не зависит от расстояния до поверхности катания); зерен феррито-карбидной смеси – 5 %; остальное – зерна перлита. На расстоянии 2 мм от поверхности катания относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси увеличилось до 10 %; в поверхностном слое (прилежащем к поверхности катания) составило 35 %. Очевидно, что данные преобразования структуры стали осуществляются за счет разрушения зерен пластинчатого перлита. Выполненные исследования морфологии структуры поверхностного слоя рельсов показали, что относительное содержание зерен перлита, в которых сохранилась пластинчатая структура, составляет 25 %; остальное – зерна перлита, в которых пластины цементита разрезаны скользящими дислокациями на отдельно распо-

Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании его структуры методами оптической и электронной дифракционной микроскопии (сплошными линиями выделены направления по центральной оси (1) и по выкружке (2); пунктирными линиями условно указаны места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг на расстоянии 0, 2 и 10 мм от поверхности)

Fig. 1. Section of a rail specimen during study of its structure by optical and electron diffraction microscopy (solid lines indicate directions along the central axis (1) and along the fillet (2), dashed lines conventionally indicate locations of metal layers used to prepare foils at a distance of 0, 2 and 10 mm from the surface)

женные частицы. Такие частицы имеют глобулярную форму; их средние размеры составляют 30 – 50 нм.

Проследим за эволюцией указанных выше морфологических составляющих рельсовой стали. Для пропущенного тоннажа 500 млн. т наиболее существенные преобразования карбидной фазы наблюдаются в поверхностных слоях толщиной до 2 мм.

Эволюция структурно-фазового состояния перлита пластинчатой морфологии заключается в разрезании и растворении пластин цементита. Это приводит к формированию на месте пластины цементита цепочки частиц карбидной фазы глобулярной формы. Такое преобразование пластин цементита возможно вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации. Вторым этапом данного преобразования является формирование наноразмерных частиц карбидной фазы в ферритных прослойках перлитной колонии.

Имеют место процессы поатомного переноса атомов углерода из пластин Fe_3C . Высокая плотность дислокаций в окрестности бывших пластин приводит к захвату атомов углерода дислокациями. Этот процесс энергетически выгоден [2]. Дислокации уносят атомы углерода по объему материала, частично теряя его в α -твердый раствор. Высокая подвижность атомов углерода по дислокационным трубкам и в твердом растворе может частично приводить к выделению его в виде мелких карбидных частиц на дефектах. В исходном состоянии исследуемой стали подобных частиц цементита нет. Заключительная стадия этого процесса – полное исчезновение исходно наблюдаемых карбидных пластин. На месте бывших пластин формируется фрагментированная дислокационная субструктура. Границы фрагментов декорируют места, где раньше были межфазные границы цементит – α -фаза. В узлах дислокационных сплетений и на границах фрагментов наблюдаются мелкие (приблизительно 10 нм) частицы карбидной фазы. Однако это последняя стадия характерна лишь для поверхностного слоя.

Основная причина растворения цементита заключается в том, что атомам углерода энергетически выгоднее находиться на ядрах дислокации и на субграницах, чем в решетке цементита. Энергия связи атом углерода – дислокация составляет 0,6 эВ, атом углерода – субграница – 0,8 эВ, в то время как в цементите его удерживает 0,4 эВ [4, 5]. В условиях локального квазиравновесного состояния, которое реализуется в процессе субструктурно-фазовых превращений, протекающих в деформированной стали, появляется значительная вероятность сосредоточения атомов углерода на дефектах кристаллической решетки феррита.

Процесс «локального» растворения связан с массопереносом атомов углерода [15] и может осуществляться по нескольким механизмам: во-первых, это диффузия атомов по междоузлиям; второй механизм переноса – диффузия атомов углерода по деформацион-

Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали:

а – зерна пластинчатого перлита; *б* – зерна структурно-свободного феррита; *в* – зерна феррито-карбидной смеси

Fig. 2. Electron microscopic image of the steel structure:

a – grains of lamellar pearlite; *b* – grains of structurally-free ferrite; *v* – grains of ferrite-carbide mixture

ным вакансиям; третий механизм – диффузия по дислокационным трубкам. Известно, что энергия активации диффузии по ядрам дислокаций много меньше, чем по объему материала. Этот механизм также включен автором работы [5] в перечень возможных способов переноса атомов углерода при растворении цементита.

Эволюция структурно-фазового состояния зерен феррито-карбидной смеси сопровождается формированием фрагментированной субструктуры с размерами фрагментов (субзерен) 250 – 300 нм (рис. 3, *а*). В объе-

ме и вдоль границ фрагментов располагаются частицы второй фазы. Судя по микроэлектронограммам, частицами второй фазы являются карбиды железа; в отдельных случаях выявляются рефлексы оксидов железа.

Структурно-фазовые исследования показали, что глобулярные частицы, расположенные в зернах феррито-карбидной смеси, эволюционируют в процессе холодной пластической деформации во многом подобно пластинам карбидной фазы перлитной структуры. Единственным различием может быть их большая устойчивость к перерезанию скользящими дислокациями. Весьма часто разрушение данных частиц-глобул протекало путем формирования в их объеме системы наноразмерных частиц карбида железа, что в конечном итоге приводило к исчезновению глобулярных частиц как таковых.

Зернограничные частицы карбидной фазы трансформируются несколько иным образом. Электронно-микроскопические дифракционные исследования показывают, что часть эллипсоидальных прослоек карбидной фазы по границам зерен исчезает. Механизм их разрушения связан с вхождением в них дислокаций, частным разрезанием и растворением. По-видимому,

проникновению дислокаций в крупные частицы цемента способствует достаточно низкая энергия межфазной границы α -фаза – цементит у некоторых из них [15].

Наименее значительные субструктурные преобразования выявлены при анализе зерен структурно-свободного феррита, которые заключаются в незначительном увеличении скалярной плотности дислокаций. Для дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т преобразование карбидной фазы отмечено на глубине до 10 мм от поверхности катания.

На рис. 4 приведены изображения структуры пластинчатого перлита поверхностного слоя дифференцированно закаленных рельсов, формирующейся при длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8 млн. т). Анализ микрофотографий указывает на два основных механизма преобразования пластин цементита, имеющих место при эксплуатации рельсовой стали. Во-первых, это механизм разрезания пластин движущимися дислокациями; в этом случае формируется некоторое количество частиц цементита глобулярной морфологии (рис. 4, а, б, в). Во-вторых, механизм растворения пластин цементита, обусловленный уxo-

Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение зерен феррито-карбидной смеси, формирующихся в поверхностном слое выкружки после 500 млн. т:

а, в – светлопольное изображение; б, г – микроэлектронограмма (стрелками указаны наноразмерные частицы карбида железа)

Fig. 3. Electron microscopic image of grains of ferrite-carbide mixture formed in surface layer of the fillet after 500 million tons: а, в – a light-field image; б, г – microelectronogram (arrows indicate nano-size particles of iron carbide)

Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали:
а, с, д – светлопольное изображение; б – темное поле, полученное в рефлексе $[201] \text{Fe}_3\text{C} + [110] \alpha\text{-Fe}$ (рефлексы указаны на поз. е стрелкой);
е – микроэлектронограмма к поз. б

Fig. 4. Electron microscopic image of the structure of rail steel surface layer:
а, с, д – light-field image; б – dark field obtained in reflex $[201] \text{Fe}_3\text{C} + [110] \alpha\text{-Fe}$ (reflexes are indicated at е by the arrow);
е – microelectronogram to pos. б

дом атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации (в атмосферы Коттрелла и ядра дислокаций) (рис. 4, д, растворяющиеся пластины цементита указаны стрелками).

Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 млн. т приводит к увеличению степени деформационного преобразования карбидной фазы. Во-первых, выявляются зерна пластинчатого перлита, пластины феррита в которых разбиты на разориентированные области. Подобная структура формируется и в зернах феррито-карбидной смеси.

Во-вторых, выявлены зерна перлита (рис. 5, а, в) и зерна феррито-карбидной смеси (рис. 5, а, б) с частичным или полным растворением пластин цементита. В этом случае на месте пластин цементита формируется некоторая совокупность частиц карбидной фазы округлой формы с размерами 15 – 30 нм (рис. 5, б, в, разрушенные пластины цементита указаны стрелками).

В-третьих, присутствуют зерна структурно-свободного феррита, содержащие субзеренную структуру. Субзерна имеют округлую форму, размеры субзерен изменяются в пределах 0,3 – 0,6 мкм.

На границах субзерен выявляются наноразмерные частицы карбидной фазы. Границы некоторых субзерен имеют выпукло-вогнутую форму, что свидетельствует

об их высокой подвижности (нестабильности). Этот факт указывает на протекание в стали при эксплуатации процесса динамической рекристаллизации.

Высокий уровень деформационного преобразования структуры и фазовых состояний рельсовой стали сопровождается формированием изгибных контуров экстинкции, что однозначно указывает на кривизну кручения кристаллической решетки, обусловленную внутренними полями напряжений [22]. Источниками кривизны-кручения кристаллической решетки стали являются межфазные и внутрифазные границы (рис. 6).

Анализ картины изгибных экстинкционных контуров, наблюдающихся как в субмикронной частице цементита, так и в феррите объемно и дифференцированно закаленных рельсов, указывает на формирование в большинстве случаев градиентных полей напряжений, убывающих от источников в глубь материала. При этом, как правило, в цементитной фазе поля напряжений носят упругий характер, в окружающей ее ферритной матрице – упругопластический [13]. Отметим, что контуры, образующиеся в этом случае, имеют различную морфологию: в цементитную частицу распространяются концентрические контуры, опирающиеся на примыкающие к стыку границы; в ферритном зерне формируются контуры, один конец которых закре-

Рис. 5. ПЭМ изображение структуры металла выкружки на глубине приблизительно 2 мм после пропущенного тоннажа 100 млн. т

Fig. 5. TEM image of metal structure of fillet at a depth of approximately 2 mm after the passed tonnage of 100 million tons

Рис. 6. ПЭМ изображение экстинкционных контуров в поверхностных слоях после 500 млн. т пропущенного тоннажа:
 а – границы раздела зерен феррита и перлита; б – границы раздела пластин цементита и феррита в перлитной колонии;
 в, г – границы раздела частиц цементита и феррита

Fig. 6. TEM image of extinction contours in surface layers after 500 million tons of passed tonnage:
 а – interface between grains of ferrite and pearlite; б – interfaces between cementite and ferrite plates in pearlite colony;
 в, г – interface between particles of cementite and ferrite

плен в стыке, а другой свободно уходит в глубь зерна. В обоих случаях ширина контуров по мере удаления от места стыка зерен увеличивается. Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки в феррите и цементитной частице спадает по мере удаления от места стыка. При этом по абсолютному значению кривизна-кручение кристаллической решетки цементита в 3,5 раза выше кривизны-кручения кристаллической решетки феррита. Следовательно, карбидная фаза находится в более напряженном состоянии по сравнению с окружающей ферритной матрицей. Высокая степень несовместности упругих состояний контактирующих фаз приводит к протеканию релаксационных процессов, которые сопровождаются деформационным наклепом более мягкой фазы либо возникновением микропор и микротрещин по границе контакта фаз [13].

Как уже отмечалось, в ходе разрушения цементита часть атомов углерода попадает на границы зерен, субграницы и дислокации. Другая часть поглощается вакансиями деформационного происхождения. Третья часть остается в твердом растворе, преимущественно в участках с большой кривизной-кручением кристаллической решетки. Следует заметить, что, попадая на дефекты решетки, атомы углерода становятся «невидимыми» и применяемыми в работе методами обнаружены быть не могут.

Следует отметить, что Киевскими металлофизиками [5, 23, 24] обнаружено еще одно возможное место локализации при переходе атомов углерода из цементита в α -фазу. Атомы углерода могут скапливаться в микротрещинах, которые возникают в стали в ходе длительной эксплуатации рельсов. В микротрещинах свободный углерод конденсируется в виде слоев графита. Поскольку эти слои имеют толщину в несколько межатомных расстояний, они обычно не видны на дифракционной картине и поэтому трудны для диагностики.

Выводы. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен послойный анализ структурно-фазовых изменений по различным направлениям в головке объемно и дифференцированно закаленных рельсов после различных сроков длительной эксплуатации. Прослежена эволюция карбидной фазы в зернах пластинчатого перлита и феррито-карбидной смеси при эксплуатации рельсов. Установлено протекание в поверхностных слоях при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих процессов преобразования карбидной фазы стали: процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и в ядра дислокаций), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита.

Установлено, что независимо от расстояния до поверхности катания основным источником кривизны-кручения кристаллической решетки металла являются межфазные границы: границы раздела цементита и феррита. Приближение к поверхности выкружки рельсов сопровождается увеличением количества изгибных экстинкционных контуров на единицу площади поверхности материала (возрастает число концентраторов напряжения) и уменьшением поперечных размеров контуров (увеличивается амплитуда внутренних дальнотействующих полей напряжений).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с.
2. Ветер В.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Козлов Э.В. Фрагментация и образование трещин в перлитной стали опорных валков прокатного стана // Изв. вуз. Черная металлургия. 1994. № 10. С. 44 – 48.
3. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гринев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошадеров, В.И. Трефилов. – Киев: Наукова думка, 1973. – 335 с.
4. Гринев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. – Киев: Наукова думка, 1974. – 231 с.
5. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. – Киев: Наукова думка, 1987. – 208 с.
6. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels // Steel tech. 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19 – 23.
7. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe-C composite // Acta Mater. 2006. Vol. 54. No. 6. P. 1659 – 1669.
8. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kormanava L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion // Mater. Sci. and Eng. A. 2013. Vol. 581. P. 81 – 89.
9. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. 2003. Vol. 345. No. 1-2. P. 81 – 89.
10. Li Y.J., Choi P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. 2011. Vol. 59. No. 10. P. 3965 – 3977.
11. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. Vol. 45. P. 1469 – 1472.
12. Dao M., Lu L., Asaro R.J. et al. Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. P. 4041 – 4065.
13. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
14. Глезер А.М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации // Известия РАН. Серия физическая. 2007. Т. 71. № 12. С. 1764 – 1772.
15. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
16. Томас Г., Гориндж М. Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. – М.: Наука, 1983. – 320 с.
17. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

18. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
19. Egerton Ray F. Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM. – Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005. – 211 p.
20. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
21. Carter C. Barry, Williams David B. Transmission Electron Microscopy. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
22. Microstructure of quenched rails / V.E. Gromov, A.B. Yuriev, K.V. Morozov, Yu. F. Ivanov. – Cambridge, CISP Ltd, 2016. – 225 p.
23. Бахарев О.Г., Гаврилюк В.Г., Надутов В.М. Перераспределение атомов углерода при деформации и последующем нагреве FeC мартенсита // ФММ. 1990. № 11. С. 196 – 198.
24. Бахарев О.Г., Гаврилюк В.Г., Надутов В.М., Ошкадеров С.П. Тонкая структура деформированного экстрагированного цемента // Металлофизика. 1988. Т. 10. № 6. С. 82 – 83.

Поступила 20 июня 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 2, pp. 140–148.

TRANSFORMATION OF CARBIDE PHASE IN RAILS AT LONG-TERM OPERATION

Yu.F. Ivanov^{1,2}, A.A. Yur'ev³, V.E. Gromov⁴, S.V. Kononov⁵, O.A. Peregudov⁶

¹ Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

² National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

³ JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

⁴ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

⁵ Samara University, Samara, Russia

⁶ Omsk State Technical University, Omsk, Russia

Abstract. Evolution of carbide phase in surface layers of volume (passed gross tonnage 500 and 100 million tons) and differentially hardened rails (passed tonnage – 691.8 million tons) to a depth of 10 mm along the central axis and along the rail head fillet was studied by means of transmission electron diffraction microscopy. The grains of lamellar perlite, ferrite-carbide mixture, structurally free ferrite are analyzed. The flow of two complementary mechanisms of transformation of carbide phase of steel in the surface layers during the rails operation was identified: mechanism of cutting cementite particles and their subsequent transfer into the ferrite grains or plates volume (in perlite structure); mechanism of cutting and following dissolution of cementite particles, transition of carbon atoms to dislocations (into the Cottrell clouds and the dislocation centers), transfer of carbon atoms within dislocations to the volume of grains (or plates) of ferrite, with the following repeated formation of nanoscale cementite particles. A fragmented dislocation substructure is formed instead of former plates. Fragments boundaries decorate places where cementite- α phase interphase boundaries used to be. The main reason for dissolution of cementite is that it is energetically more preferable for carbon atoms to be on dislocation centers and on sub-boundaries than in cementite lattice. Binding energy of carbon atom-dislocation is 0.6 eV, for carbon atom-subboundary bond it is 0.8 eV, while in cementite it is held by 0.4 eV. Formation of elastoplastic stress fields is detected, concentrators of which are intra- and interphase boundaries between grains of ferrite and perlite, cementite and ferrite plates of perlite colonies, particles of globular cementite and ferrite. The main sources of curvature-torsion of metal lattice of rails metal are intra- and interphase boundaries of grain separation of ferrite and perlite, cementite and ferrite plates of perlite colonies, particles of globular cementite and ferrite. Approaching to the rolling surface, number of stress concentrators and amplitude of internal fields of long-range stress are increasing.

Keywords: carbide phase, rails, long-term operation, destruction of cementite plates, nanosized ferrite.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-140-148

REFERENCES

1. Tushinskii L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Perlite structure and structural strength of steel]. Novosibirsk: Nauka, 199, 280 p. (In Russ.).
2. Veter V.V., Popova N.A., Ignatenko L.N., Kozlov E.V. Fragmentation and cracks in pearlitic steel of backup rolls of the rolling mill. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1994, no. 10, pp. 44–48. (In Russ.).
3. Gridnev V.N., Meshkov Yu.Ya., Oshkaderov S.P., Trefilov V.I. *Fizicheskie osnovy elektrotermicheskogo uprochneniya stali* [Physical basis of electrothermal hardening of steel]. Kiev: Naukova dumka, 1973, 335 p. (In Russ.).
4. Gridnev V.N., Gavriljuk V.G., Meshkov Yu.Ya. *Prochnost' i plastichnost' kholodnodeformirovannoi stali* [Strength and ductility of cold processed steel]. Kiev: Naukova dumka, 1974, 231 p. (In Russ.).
5. Gavriljuk V.G. *Raspredelenie ugleroda v stali* [Carbon distribution in steel]. Kiev: Naukova dumka, 1987, 208 p. (In Russ.).
6. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels. *Steel tech.* 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
7. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe-C composite. *Acta Mater.* 2006, vol. 54, no. 6, pp. 1659–1669.
8. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kormanaeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion. *Mater. Sci. and Eng. A*. 2013, vol. 581, pp. 81–89.
9. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Mater. Sci. and Eng. A*. 2003, vol. 345, no. 1–2, pp. 81–89.
10. Li Y.J., Choi P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Mater.* 2011, vol. 59, no. 10, pp. 3965–3977.
11. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Mater.* 2001, vol. 45, pp. 1469–1472.
12. Dao M., Lu L., Asaro R.J. etc. Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals. *Acta Materialia*. 2007, vol. 55, pp. 4041–4065.
13. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformation and fracture of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 224 p. (In Russ.).
14. Glezer A.M. On the nature of ultrahigh plastic (Megaplastic) strain. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2007, vol. 71, no. 12, pp. 1722–1730.
15. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I. etc. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and forging]. Moscow: Nedra, 1997, 293 p. (In Russ.).
16. Tomas Gareth, Goringe Michael J. *Transmission electron microscopy of materials*. New York-Chichester-Brisbane-Toronto, John Wiley Sons, 1979, 320 p. (Russ.ed.: Tomas G., Goringe M. *Prosvetichivayushchaya elektronnaya mikroskopiya materialov*. Moscow: Nauka, 1983, 320 p.).
17. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. *The Electron Microscopy of Thin Crystals*. Butterworths, 1965,

- 549 p. (Russ.ed.: Hirsh P., Hovi R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968, 574 p.).
18. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metalovedenii* [Diffraction electron microscopy in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
19. Egerton Ray F. *Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM*. Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005, 211 p.
20. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014, 717 p.
21. Carter C. Barry, Williams David B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
22. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. *Microstructure of Quenched Rails*. Cambridge: CISP Ltd, 2016, 225 p.
23. Bakharev O.G., Gavriljuk V.G., Nadutov V.M. Redistribution of carbon atoms during deformation and subsequent heating of Fe-C martensite. *Physics of Metals and Metallography*. 1990, vol. 70, no. 5, pp. 196–198. (In Russ.).
24. Bakharev O.G., Gavriljuk V.G., Nadutov V.M., Oshkaderov S.P. Fine structure of deformed extracted cementite. *Metallofizika*. 1988, vol. 10, no. 6, pp. 82–83. (In Russ.).

Information about the authors:

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yuf55@mail.ru)
A.A. Yur'ev, Research Engineer of Department of Scientific Research (ant-yurev@yandex.ru)
V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)
S.V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials (ksv@ssau.ru)
O.A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Rector's Assistant for Youth Policy (olegomgtu@mail.ru)

Received 20, June 2017