УДК 669.539.382:669.17

# Юрьев А.А<sup>1</sup>., Громов В.Е.<sup>2</sup>, Гришунин В.А.<sup>2</sup>, Перегудов О.А.<sup>3</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>4,5</sup>, Никитина Е.Н.<sup>2</sup>, Бащенко Л.П.<sup>2</sup>

## МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии показано, что основными морфологическими составляющими дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ 350 являются зерна пластинчатого перлита, феррито-карбидной смеси и структурно-свободного феррита. По уровню механических свойств, качеству стали рельсы удовлетворяют требованиям ГОСТ Р 51685-2013. Изучена эволюция карбидной фазы в поверхностных слоях дифференцированно закаленных рельсов (пропущенный тоннаж 691,8 млн. тонн) на глубину до 10 мм по центральной оси и по выкружке головки рельсов. Установлено протекание в поверхностных слоях при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих механизмов преобразования карбидной фазы стали: (1) механизма разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); (2) 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. Первый механизм сопровождается изменением линейных размеров и морфологии карбидных частиц. Изменения элементного состава цементита незначительно. При втором механизме может происходить изменения структуры карбида. 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» – 0,6 эВ, в то время как в цементите его удерживает 0,4 эВ.

Ключевые слова: цементит, перлит, рельсы, механизмы, эксплуатация.

Yuryev A.A.<sup>1</sup>, Gromov V.E.<sup>2</sup>, Grishunin V.A.<sup>2</sup>, Peregudov O.A.<sup>3</sup>, Ivanov Y.F.<sup>4,5</sup>, Nikitina E.N.<sup>2</sup>, Bashenko L.P.<sup>2</sup>

### FRACTURE MECHANISMS OF PLATE PERLITE OF DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS IN LONG TERM OPERATION

Using the methods of transmission diffraction electron microscopy it is shown that the plate perlite grains, ferrite-perlite mixture grains and structurally free ferrite grains are the main morphological components of category DT 350 differentially quenched rails. The mechanical properties level and steel quality of rails are satisfied to the Russian standard P 51685-2013 demands. The carbide phase evolution in surface layers of differentially quenched\_rails (passed tonnage 691,8 million tons) at the depth up to 10 mm along the central axis and fillet of rail head is studied. The action of two mutual supplement mechanisms of steel carbide phase transformation in surface layers at rail operation is established: (1) cutting mechanism of cementite particles with the following departure in the volume of ferrite grains or plates (in perlite structure); (2) cutting mechanism and following dissolution of cementite particles, transfer of carbon atoms on dislocations (in Cottrell atmospheres and dislocation cores), carbon atoms moving by dislocations in to ferrite grains volume (or plates) with the following repeated formation of nanosize cementite particles. The first mechanism is accompanied by the change of linear sizes and morphology of carbide particles. Cementite element composition change is not essential. Carbide structure change can take place during the second mechanism. The main reason of cementite dissolution consists in energy advantage of carbon atoms localization in dislocation cares and subgrains in comparison with cementite lattice. The binding energy "carbon atom – dislocation" is 0.6 eV, and at the sometime it is 0.4 eV in cementite.

Keywords: cementite, perlite, rails, mechanisms, operation.

#### Введение

Широко используемые в промышленности при изготовлении ответственных деталей и конструкций стали с перлитной структурой, находятся в центре внимания ученых в области физического материаловедения, поскольку при эксплуатации в сталях происходят структурнофазовые изменения, негативно сказывающиеся на надежности изделий.

Процессы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев рельсов при длительной эксплуатации представляют сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Важность информации в этой области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем физики конденсированного состояния с одной стороны и практической значимостью проблемы с другой.

В современных условиях высоких нагрузок на ось, 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 [1-6] показано, что уже после пропущенного тоннажа 100-300 млн. тонн 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 [1-6].

При интенсивной пластической деформации, соответствующей  $3,6 \cdot 10^8$  и  $3,8 \cdot 10^6$  брутто тонн, в поверхностных слоях рельсов отмечено формирование бесструктурных областей на глубину до 100 мкм. Микроструктура «белого» слоя во многом схожа со структурой, наблюдаемой в условиях интенсивной пластической деформации при равноканальном угловом прессовании и кручении сдвигом [7]. Поскольку массовое производство 100-м дифференцированно закаленных рельсов в России началось всего 4 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.

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. Данный метод позволяет одновременно проводить комплексный анализ морфологии и дефектной структуры (метод светлопольного изображения), фазового состава (темнопольный метод, совмещенный с получением и индицированием микроэлектронограмм) с достаточной (для анализируемой в настоящей работе проблемы) степенью локальности [8].

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

#### 1. Материал и методы исследований

Материалом исследования являлись образцы дифференцированно закаленных рельсов ДТ 350 производства АО «Евраз – ЗСМК» после пропущенного тоннажа 691,8 млн. тонн брутто на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». По содержанию всех химических элементов, выявленных в результате проверочного анализа химического состава металла рельсов, он удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685-2013.

Исследование фазового состава и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии [9-14]. Фольги для исследования изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 0,2, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и по выкружке (рис.1).



**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 (0, 2, 10 мм от поверхности)

#### 2. Результаты и их обсуждение

Оценка качества рельсов после длительной эксплуатации показала, что по уровню механических свойств (таблица), загрязненности неметаллическими включениями, макро- и микроструктуре качество металла удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350. Основными морфологическими составляющими рельсовой стали являются зерна пластинчатого перлита, зерна ферритоперлитной смеси и зерна структурносвободного феррита.

Материал	Предел	Предел	Относительное	Относительное	Ударная
	текучести,	прочности,	удлинение,	сужение,	вязкость, KCU,
	$σ_{\rm T}$ , H/mm <sup>2</sup>	σ <sub>b</sub> , H/mm <sup>2</sup>	δ, %	ψ, %	при температуре
					+20 °С, Дж/см <sup>2</sup>
ДТ350	820	1270	11,5	40	34
Требования					
ГОСТ Р 51685-					
2013 для рельсов	800	1180	9,0	25,0	15,0
категории ДТ350,					
не менее					

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 ферритокарбидной смеси – 5 %; остальное зерна перлита. На расстоянии 2 мм от поверхности катания относительное содержание зерен ферритокарбидной смеси увеличилось до 10%; в поверхностном слое (слое, прилегающем 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 расположенные частицы. Данные частицы имеют глобулярную форму; средние размеры их составляют 30-50 нм.

В научной литературе в основном обсуждаются два механизма разрушения пластин цементита при деформации стали с перлитной структурой [15-21]. Первый из них заключается в перерезании пластин движущимися дислокациями и выносом ими атомов углерода в феррит в поле напряжений дислокаций. Оценки, проведенные в работе [15], показывают, что в данном случае максимальный эффект распада цементита не может превышать десятых долей процента от имеющегося количества цементита.

Второй механизм заключается в вытягивании в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита. При этом степень распада цементита должна определяться величиной плотности дислокаций и типом субструктуры. Так, по мнению авторов работ [15, 16] модель распада цементита может быть представлена следующим образом. Пластическая деформация перлитной стали вызывает образование ячеистой субструктуры с границами ячеек, расположенными у межфазной границы «цементит-феррит». При наличии термодинамического стимула (энергия связи атомов углерода с дислокациями выше, чем с атомами железа в цементите) атомы углерода, подвижность которых инициируется пластической деформацией, переносятся из поверхностных слоев цементита к дислокациям, локализованным на границе раздела фаз.

Первый процесс, осуществляющийся по механизму перерезания карбидных частиц и растаскивания их осколков, сопровождается лишь изменением их линейных размеров и морфологии (рис.2). Изменение элементного состава цементита в процессе дробления минимально. При протекании второго процесса (действие механизма растворения «на месте») наблюдается совершенно иная картина. На начальной стадии преобразования цементитные пластины перлитной колонии опутываются скользящими дислокациями (рис.3). Это сопровождается разбиванием пластин цементита на отдельные слабо разориентированные фрагменты. Затем, с увеличением степени пластической деформации материала, вследствие вытягивания атомов углерода из кристаллической решетки цементита, может происходить изменение структуры карбида.



**Рис.2.** Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности катания; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в – темное поле, полученное в рефлексе [012]Fe<sub>3</sub>C; на (б) стрелкой указан рефлекс, в котором получены темное поле (в); на (в) – частицы цементита



**Рис.3.** ПЭМ изображение структуры перлитной колонии, формирующейся при растворения пластин цементита по механизму на месте; (первая стадия процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии). Стрелками указаны фрагменты в пластинах цементита

Вторая стадия преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующаяся по механизму растворения на месте, заключающаяся в вытягивании атомов углерода из кристаллической решетки цементита, сопровождается изменением дефектной субструктуры карбида, что обусловлено проникновением скользящих дислокаций из кристаллической решетки феррита в кристаллическую решетку цементита (рис.4). Следовательно, на данной стадии растворения пластин цементита особую роль играют межфазные границы «α-фаза / цементит». Когерентная или полукогерентная граница [17] облегчает проникновение дислокаций из αфазы в цементит и обратно и тем самым способствует разрушению и растворению карбида. Некогерентная большеугловая межфазная граница стабилизирует структуру карбида и оставляет возможность лишь диффузионному массопереносу. Именно поэтому пластины цементита в перлитной колонии разрушаются, а сферические частицы цементита на границах зерен и субзерен сохраняются.



**Рис.4.** ПЭМ изображение второй стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующейся по механизму растворения на месте

На следующем этапе растворения цементита весь объем материала, занимаемый ранее цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами. Характерное изображение формирующейся при этом структуры приведено на рис.5. Кроме этого, наноразмерные частицы карбидной фазы наблюдаются и в ферритной матрице, заполняющей межпластинчатое пространство перлитных колоний. Данные частицы могут быть вынесены туда в процессе дислокационного скольжения, либо, что менее вероятно, образовались в процессе деформационного распада твердого раствора углерода в кристаллической решетке железа.



**Рис.5.** ПЭМ изображение третьей стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующейся по механизму растворения на месте. Стрелками указаны наноразмерные частицы карбидной фазы, формирующиеся в структуре пластин цементита

#### Заключение

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке 100-м дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации и проанализированы механизмы разрушении пластинчатого перлита. Структура рельсовой стали представлена зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами ферритокарбидной смеси структурно свободного феррита.

Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается протеканием одновременно двух процессов преобразования структуры и фазового состава колоний пластинчатого перлита: (1) перерезание пластин цементита и (2) растворение пластин цементита. Первый процесс, осуществляющийся по механизму перерезания карбидных частиц и растаскивания их осколков, сопровождается лишь изменением их линейных размеров и морфологии. Второй процесс разрушения пластин цементита колоний перлита осуществляется путем ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации, вследствие чего возможно фазовое преобразование металла рельсов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ 15-12-00010.

#### Список используемой литературы

1. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels // Steel tech. 2008. V.3. No.1. P. 19-23.

2. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Souvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation in nanoscale Fe-C composite // Acta Mater. 2006. V.54. P. 1659-1669.

3. 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. V.581. P. 81-89.

4. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. 2003. V.345. P. 81-89.

5. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. 2011. V.59. P. 3965-3977.

6. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. V.45. P. 1469-1472.

7. Глезер А.М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации // Известия Ран. Серия физическая. 2007. т.71. №12. С. 1767-1776.

8. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И. и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. М.: Недра, 1997. 293 с.

9. Томас Г., Гориндж М. Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. М.: Интекст, 1983. 320 с.

10. Хирш П., Хови А., Николсон Р. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

11. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

12. Ray F. Egerton Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM / Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005. 211 p.

13. Kumar C.S.S.R. (Ed.) Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials -New York: Springer. 2014. 717 p.

14. Barry Carter C., David B., Transmission Electron Microscopy / Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p. 15. Гаврилюк В.Г., Герцрикен Д.С., Полушкин Ю.А., Фальченко В.М. Механизм распада цементита при пластической деформации стали // ФММ. 1981. т.51. №1. С. 147-152.

16. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г. Распад цементита при пластической деформации стали // Металлофизика. 1982. т.4. №3. С.74-87.

17. Мейл Р.Ф., Хагель У.К. Аустенитноперлитное превращение// Успехи физики металлов Т.З.- М.: Металлургия, 1960,- С.88-156.

18. Белоус М.В., Черепин В.Т. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации // ФММ. 1962. т.14. №1. С.48-54.

19. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. Киев: Наукова думка, 1987. 207с.

20. Смирнов О.М., Лазарев В.А. Диффузия и перераспределение углерода в железе и его сплавах в процессе деформации // ФММ. 1983. т.56. №1. С. 115-119.

21. Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Y.F., Glezer A.M., Konovalov S.V., Semin A.P., Sundeev R.V. Defect substructure change in 100-m differentially hardened rails in long-term operation // Materials Letters. 2017. V.209. P. 224-227.

<sup>1</sup>ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия.

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

<sup>3</sup>Омский государственный технический университет, Омск, Россия.

<sup>4</sup>Национальный исследовательский томский политехнический университет, Томск, Россия.

<sup>5</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия.

Подписано в печать 24.11.17.

Громов Виктор Евгеньевич, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой СибГИУ, gromov@physics.sibsiu.ru

Гришунин Владимир Анатольевич, к.т.н., гл. инж. СибГИУ, vladimir.grishunin@mail.ru

Перегудов Олег Александрович, помощник ректора ОМГТУ, olegomgtu@mail.ru

Иванов Юрий Федорович, д.ф.-м.н., профессор ТПУ, yufi55@mail.ru

Сведения об авторах

Юрьев Антон Алексеевич, соискатель СибГИУ, ant-yurev@yandex.ru

Никитина Елена Николаевна, к.т.н., проректор СибГИУ, nikitina@sibsiu.ru

Бащенко Людмила Петровна, к.т.н., секретарь СибГИУ, luda.baschenko@gmail.com