

## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 669.18:669.04:669.12

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ДЕФЕКТНАЯ СУБСТРУКТУРА ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ\*

*Громов В.Е.<sup>1</sup>, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой (gromov@physics.sibsiu.ru)**Юрьев А.Б.<sup>2</sup>, д.т.н., управляющий директор**Морозов К.В.<sup>1</sup>, соискатель**Иванов Ю.Ф.<sup>3,4</sup>, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник**Алсараева К.В.<sup>1</sup>, аспирант*<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

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

<sup>2</sup> ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

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

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

<sup>4</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН

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

**Аннотация.** Дифференцированная закалка рельсов сжатым воздухом является самым перспективным методом упрочнения. Методами просвечивающей электронной микроскопии проведен послойный анализ дифференцированно закаленных рельсов, установлены количественные параметры структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры, проведено их сравнение для различных режимов закалки. Установлено, что дифференцированная закалка рельсов сжатым воздухом в различных режимах сопровождается формированием морфологически различной структуры, образующейся по диффузионному механизму  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и состоящей из зерен пластинчатого перлита, свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси. Формирующаяся структура имеет явно выраженный градиентный характер: состояние поверхностного слоя исследуемой рельсовой стали зависит не только от режима закалки, но и направления исследования и глубины залегания анализируемого слоя. Выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры.

**Ключевые слова:** закалка, рельсы, структура, фазовый состав, дислокационная субструктура.

Технология закалочного охлаждения рельсов во многом определяет их механические и эксплуатационные свойства. При производстве рельсов длиной 100 м, как показывает анализ современных мировых тенденций термической обработки, используется дифференцированная закалка воздухом [1].

Исследования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры, образующихся в сечении рельсов в результате термомеханических воздействий, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно формировать эксплуатационные параметры изделий. Для выявления природы и механизмов формирования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры и, как следствие, установления оптимальных режимов обработки рельсов принципиально важное значение приобретают выявление количественных закономерностей и анализ структурно-фазовых состояний и параметров тонкой структуры рельсов [2 – 6].

Цель настоящей работы – анализ и классификация структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в поверхностном слое рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке воздухом.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсов длиной 100 м типа ДТ350 из стали Э76ХФ (ГОСТ 51685 – 2000, ТУ 0921-276-01124323 – 2012), прошедших дифференцированную закалку воздухом по режимам 1 – 3. Механические свойства образцов приведены ниже:

| Режим | $\sigma_b$ , МПа | $\sigma_t$ , МПа | $\delta$ , % | $\Psi$ , % |
|-------|------------------|------------------|--------------|------------|
| 1     | 1250             | 850              | 12,0         | 37         |
| 2     | 1270             | 860              | 10,5         | 40         |
| 3     | 1290             | 880              | 11,0         | 37         |

Исследования структурно-фазовых состояний стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (ПЭМ) [7, 8] вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке (рис. 1). Исследования осуществляли в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности катания.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке государственно-го задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы и гранта РФФИ № 14-38-50548 мол\_нр.

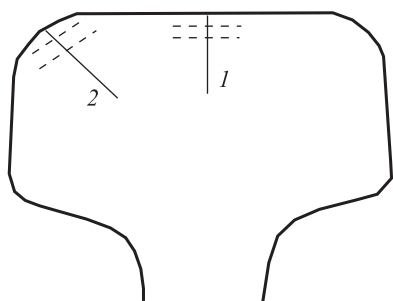


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании методами ПЭМ:  
— — направления по центральной оси (1) и по выкружке (2);  
- - - - места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг

Анализ (методом ПЭМ) структуры и фазового состава рельсов показал, что независимо от режима дифференцированной закалки в поверхностном слое образцов толщиной примерно 10 мм формируется поликристаллическая структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы (зерна феррито-карбидной смеси) и зернами структурно свободного феррита (зернами феррита, не содержащими в объеме частиц карбидной фазы).

Относительное содержание данных типов структуры зависит от режима закалки и от глубины залегания исследуемых слоев. Основным типом структуры рельсовой стали является перлит пластинчатой морфологии, относительное содержание которого изменяется в пределах 34 – 87 %. Несколько меньше относительная объемная доля зерен феррито-карбидной смеси (от 12 до 65 % структуры стали). Относительная объемная доля зерен структурно свободного феррита мала и изменяется в пределах от 1 до 5 % структуры стали. С увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зерен пластинчатого перлита увеличивается. По-видимому, поверхностный слой рельсовой стали характеризуется более неравновесным состоянием структуры, что, очевидно, обусловлено повышенной скоростью его охлаждения при дифференцированной закалке.

Зерна структурно свободного феррита располагаются цепочками или протяженными прослойками между зернами перлита. Размеры зерен структурно свободного феррита изменяются в пределах от десятых долей до единиц микрометров. Часто вдоль границ таких зерен располагаются частицы цементита преимущественно глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах от десятков до сотен нанометров.

Зерна пластинчатого перлита преимущественно несовершенны. Часто пластины цементита искривлены и непараллельны друг другу, имеют различного типа сrostки, наблюдаются ферритные мостики (участки феррита, разделяющие пластину цементита).

Дисперсность структуры перлита оценивали по величине межпластинчатого расстояния (рис. 2). Можно отметить, что величина межпластинчатого расстояния изменяется в пределах от 105 до 200 нм, снижается при переходе от поверхности катания к слою, расположенному на глубине 10 мм (режим 1 и 2), или не зависит от расстояния до поверхности катания (режим 3). Для режимов 1 и 2 среднее по исследованному поверхностному объему стали толщиной примерно 10 мм межпластинчатое расстояние практически одинаково и составляет 145,0 и 142,5 нм соответственно. При использовании режима 3 среднее межпластинчатое расстояние меньше и составляет 124 нм.

Зерна феррито-карбидной смеси характеризуются наличием в объеме частиц карбидной фазы, размеры и форма которых изменяются в широких пределах. Выделяются частицы глобулярной формы и частицы в виде коротких пластинок. Можно предположить, что зерна с глобулярными частицами цементита являются зернами глобулярного перлита; зерна с частицами цементита в виде коротких пластинок можно отнести к зернам высокодефектного пластинчатого перлита. Зерна феррито-карбидной смеси фрагментированы, т.е. разбиты на области с небольшой разориентацией. По границам фрагментов располагаются частицы карбидной фазы пластинчатой или глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах 20 – 40 нм. Средние размеры фрагментов составляют 120 нм. Фрагменты разделены малоугловыми границами. Азимутальная составляющая полного угла разориентации фрагментов ( $\Delta\alpha$ ), определенная по методике работы [9], изменяется в пределах 5,1 – 10,0°. Усреднение по анализируемому объему образцов (объему слоя толщиной 10 мм) показывает, что величина  $\Delta\alpha$  для режима 1 составляет 6,3°, для режимов 2 и 3 – 7,4 и 8,1°.

На рис. 3 приведены результаты морфологического анализа частиц карбидной фазы, присутствующих в объеме зерен феррито-карбидной смеси. Видно, что объемная доля зерен с глобулярными частицами карбидной фазы изменяется в пределах 1,0 – 21,4 %. Для

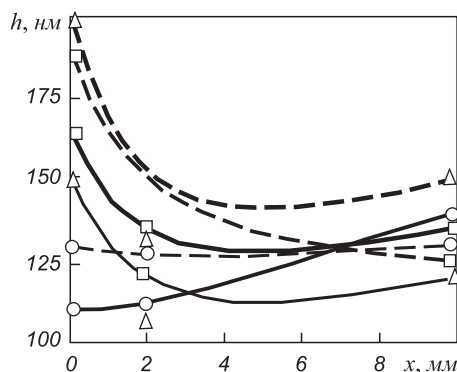


Рис. 2. Зависимость межпластинчатого расстояния зерен ( $h$ ) пластинчатого перлита вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности катания ( $x$ ) при режимах обработки 1 (□), 2 (Δ) и 3 (○)

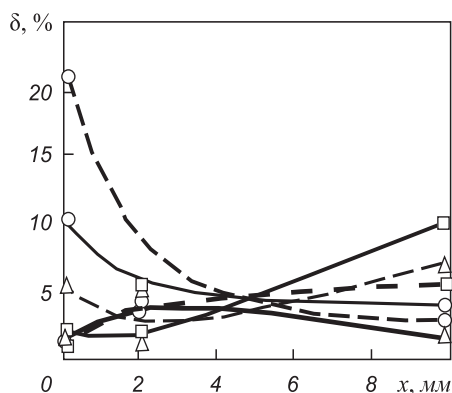


Рис. 3. Зависимость относительного содержания зерен феррито-карбидной смеси с глобулярными частицами вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности каталирования при режимах обработки 1 (□), 2 (Δ) и 3 (○)

режима 1 объемная доля зерен с глобулярными частицами карбидной фазы увеличивается по мере удаления от поверхности образца; для режима 2 увеличивается незначительно, максимум (минимум) наблюдается в слое, расположенном на глубине 2 мм; для режима 3 уменьшается по мере удаления от поверхности образца. Усреднение по анализируемому объему образцов (объему слоя толщиной 10 мм) показывает, что объемная доля зерен с глобулярными частицами карбидной фазы составляет 4,2, 4,3 и 7,8 % для режимов 1, 2 и 3 соответственно.

Ферритная составляющая структуры стали дефектна. Методами ПЭМ выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры. В феррите перлитных зерен наблюдаются лишь первые два типа дислокационной субструктуры (субструктура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура); ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры выявляются лишь в зернах структурно свободного феррита и в зернах феррито-карбидной смеси.

Скалярная плотность дислокаций ( $\langle \rho \rangle$ ) в ферритной составляющей структуры исследованных образцов стали изменяется в широких ( $2,0 \cdot 10^{10} - 8,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) пределах. Максимального значения она достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы и составляет  $8,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Результаты анализа дислокационной субструктуры ферритной составляющей зерен перлита и зерен феррито-карбидной смеси позволили выявить некоторые закономерности в изменении данной характеристики стали. А именно, в зернах феррито-карбидной смеси скалярная плотность дислокаций (рис. 4) несколько выше, чем в ферритной составляющей зерен перлита независимо от режима закалки, направления исследования и расстояния исследуемого слоя от поверхности образца. С другой стороны, скалярная плотность дислокаций (в пределах ошибки измерения, составляющей  $\pm 15\%$  от измеренного значения [9])

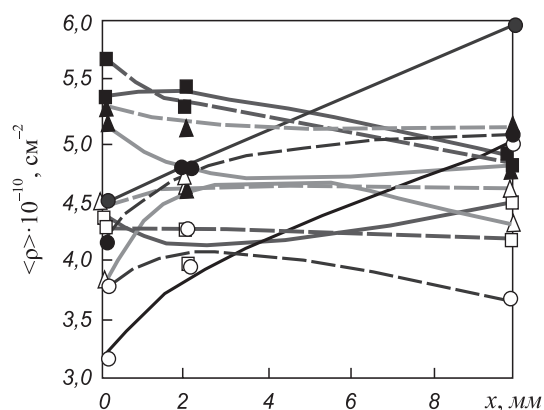


Рис. 4. Зависимость скалярной плотности дислокаций в структурных составляющих рельсовой стали вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности каталирования при режимах обработки 1 (□, ■), 2 (Δ, ▲) и 3 (○, ●) (светлые и темные точки – значения в ферритной составляющей зерен перлита и зерен феррито-карбидной смеси)

практически не зависит от расстояния до поверхности исследуемых образцов.

**Выводы.** Выполненный ПЭМ послойный анализ рельсов выявил присутствие в материале независимо от режима дифференцированной закалки направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и глубины залегания анализируемого слоя трех морфологически различных составляющих структуры (зерен пластинчатого перлита, зерен феррито-цементитной смеси и зерен структурно свободного феррита), что указывает на диффузионный характер полиморфного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Осуществлен количественный анализ и выявлены основные параметры, характеризующие состояние структуры стали. Формирующаяся структура имеет явно выраженный градиентный характер: состояние поверхностного слоя (толщиной примерно 10 мм) исследуемой рельсовой стали зависит не только от режима закалки, но и направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и глубины залегания (0, 2 и 10 мм) анализируемого слоя.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борц А.И., Шур Е.А., Рейхарт В.А. и др. Перспективы развития рельсового производства в России [Электронный ресурс] – Режим доступа [www.rusnauka.com/17\\_AVSN\\_2012/Economics/9\\_112679.doc.htm](http://www.rusnauka.com/17_AVSN_2012/Economics/9_112679.doc.htm)
2. Повышение усталостного ресурса рельсовой стали электронно-пучковой обработкой / К.В. Волков, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, В.А. Гришунин. – Новокузнецк: ИнтерКузбасс, 2013. – 215 с.
3. Olivares R.O., Garsia C.I., DeArdo A., etc. // Wear. 2011. Vol. 271. P. 364 – 373.
4. Liu Cheng-jun, Huang Ya-he, Jiang Mao-fa // Journal of iron and steel, research, international. 2011. Vol. 18(3). P. 52 – 58.
5. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xiam-ming // Journal of iron and steel, research, international. 2013. Vol. 20(2). P. 33 – 37, 67.
6. Mingxin G., Hua S., Hao J., etc. // Advanced in Control Engineering and Information Science. 2011. Vol. 15. P. 4579 – 4584.
7. Electron microscopy of thin crystals / P.B. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley and M.J. Whelan. – Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. – 574 p.

8. Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R. Interpretation of electron diffraction patterns. – London, UK: Adam Hilger Ltd, 1971. – 293 p.
9. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

© 2014 г. Громов В.Е., Юрьев А.Б.,  
Морозов К.В., Иванов Ю.Ф.,  
Алсараева К.В.  
Поступила 1 ноября 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 29–32.

## STRUCTURE PHASE STATES AND DEFECT SUBSTRUCTURE OF DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS

**Gromov V.E.<sup>1</sup>**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of Department (gromov@physics.sibsiu.ru)

**Yur'iev A.B.<sup>2</sup>**, Dr. Sci. (Eng.), Managing Director

**Morozov K.V.<sup>1</sup>**, Applicant

**Ivanov Yu.F.<sup>3,4</sup>**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher

**Alsaraeva K.V.<sup>1</sup>**, Postgraduate

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

<sup>2</sup>OJSC “EVRAZ – WSMP” (16, Kosmicheskoe highway, Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654043, Russia)

<sup>3</sup>Institute of High Current Electronics SB RAS (2/3, Akademicheskii pr., Tomsk, 634036, Russia)

<sup>4</sup>National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Russia) (30, Lenina pr., Tomsk, 634036, Russia)

**Abstract.** The differential quenching of the rails by compressed air is the most perspective strengthening method. The layer by layer analysis of differentially quenched rails is carried out using transmission electron microscopy methods and the quantitative parameters of structure, phase composition and dislocation substructure are established and comparison of these parameters for different quenching regimes is made. It is established that the differentiated hardening of rails by compressed air in different regimes is accompanied by the formation of morphologically different structure, being formed according to the diffusion mechanism of  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation and consisting of plate perlite grains, free ferrite grains and grains of ferrite-carbide mixture. The being formed structure has the expressed gradient character: surface layer state of rail steel depends not only on the quenching regime but on the investigation direction and the depths of analyzed layer from the surface. The dislocation substructure in the form of chaos, nets, cells and fragments is revealed.

**Keywords:** hardening, rails, structure, phase composition, dislocation substructure.

## REFERENCES

1. Borts A.I., Shur E.A., Reihart V.A., Khlyst C.V., Gontar' A.V. *Perspektivy razvitiya rel'sovogo proizvodstva v Rossii* [Prospects for the development of rail production in Russia]. Available at: [www.rusnauka.com/17\\_AVSN\\_2012/Economics/9\\_112679.doc.htm](http://www.rusnauka.com/17_AVSN_2012/Economics/9_112679.doc.htm) (In Russ.).
2. Volkov K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Grishunin V.A. *Povyshenie ustalostnogo resursa rel'sovoi stali elektronno-puchkovoi obrabotkoi* [Improving of fatigue life of rail steel by electron-beam processing]. Novokuznetsk: InterKuzbass, 2013. 215 p. (In Russ.).
3. Olivares R.O., Garsia C.I., DeArdo A. etc. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use. *Wear*. 2011, Vol. 271, pp. 364–373.
4. Liu Cheng-jun, Huang Ya-he, Jiang Mao-fa. Effects and Mechanisms of RE on Impact Toughness and Fracture Toughness of Clean Heave Rail Steel. *Journal of iron and steel, research, international*. 2011, Vol. 18(3), pp. 52–58.
5. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xiam-ming. Surface Temperature Change of U75V 60 kg/m Heavy Rail During Heat Treatment. *Journal of iron and steel, research, international*. 2013, Vol. 20(2), pp. 33–37, 67.
6. Mingxin G., Hua S., Hao J., etc. Study on the Temperature Chaning Rules of U75V Rail in the Cooling Process. *Advanced in Control Engineering and Information Science*. 2011, Vol. 15, pp. 4579–4584.
7. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron microscopy of thin crystals*. Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. 574 p.
8. Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R. *Interpretation of electron diffraction patterns*. London, UK: Adam Hilger Ltd, 1971. 293 p.
9. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 584 p. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was performed with financial support of the task no. 3.1496.2014/K and RFBR grant no. 14-38-50548 mol\_nr.

Received November 1, 2013