

В.Е. Громов¹, К.В. Волков², К.В. Морозов¹, Ю.Ф. Иванов^{3,4}, К.В. Алсараева¹, Е.В. Полевой²

¹Сибирский государственный индустриальный университет

²ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

³Институт сильноточной электроники СО РАН (Томск)

⁴Научно-исследовательский Томский политехнический университет

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ В ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ*

Отечественная практика термического упрочнения рельсов в промышленных масштабах представлена технологией объемной закалки рельсов в масле с отдельного печного нагрева и последующим высоким отпуском [1 – 3]. Современные мировые тенденции направлены на производство длинномерных (длиной до 120 м) дифференцированно термоупрочненных рельсов [4 – 6].

Исследования образующихся в результате термомеханических воздействий структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры по сечению рельсов 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 принципиально важное значение приобретают выявление количественных закономерностей и анализ структурно-фазовых состояний и параметров тонкой структуры рельсов.

Цель настоящей работы – исследование (методами просвечивающей электронной микроскопии) и анализ структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, которые формируются в поверхностном слое рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке воздухом.

В качестве материала исследования использовали образцы дифференцированно закаленных при различных режимах с прокатного нагрева рельсов категории ДТ 350 (ГОСТ 51685 – 2000, ТУ 0921-276-01124323 – 2012) длиной 100 м. Химический состав рельсов следующий: 0,77 % С; 0,87 % Мп; 0,34 % Si; 0,022 % S;

0,081 % Р; 0,08 % Cr; 0,06 % Ni; 0,08 % Al; 0,08 % V; 0,01 % N, остальное железо (по массе).

Образцы 1 – 3 подвергали дифференцированной закалке при разных режимах. Механические свойства образцов приведены ниже:

Обра- зец	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	НВ
1	1250	850	12,0	37	390
2	1270	860	10,5	40	380
3	1290	880	11,0	37	385

Исследование структурно-фазового состояния стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг [7 – 9] вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке (рис. 1). Исследование осуществляли в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности катания.

Независимо от режима дифференцированной закалки в поверхностном слое образцов толщиной примерно 10 мм формируется поликристаллическая структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии,

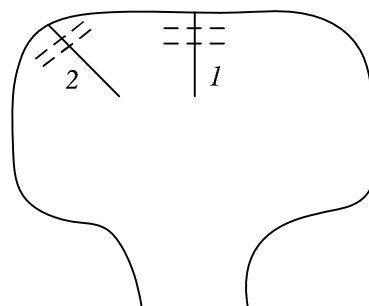


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследованиях методами ПЭМ:
— — направления исследования по центральной оси (1) и по выкружке (2); — — — места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-38-50548 мол_нр.

зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы (зерна феррито-карбидной смеси) и зернами структурно свободного феррита (зерна феррита, не содержащие в объеме частиц карбидной фазы).

Относительное содержание (V_i) различных типов структуры зависит от режима закалки и от глубины залегания (x) исследуемых слоев (рис. 2). Основным типом структуры рельсовой стали является перлит пластинчатой морфологии, относительное содержание которого изменяется в пределах 34 – 87 %. Несколько меньше (12 – 65 %) относительная объемная доля зерен феррито-карбидной смеси. Относительная объемная доля зерен структурно свободного феррита мала и изменяется в пределах 1 – 5 % структуры стали. С увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зерен пластинчатого перлита увеличивается. 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. Размер зерен структурно свободного феррита изменяется в пределах от десятых долей до единиц микрометров. Часто вдоль границ таких зерен располагаются частицы цементита преимущественно глобулярной формы, размер частиц изменяется в пределах от десятков до сотен нанометров.

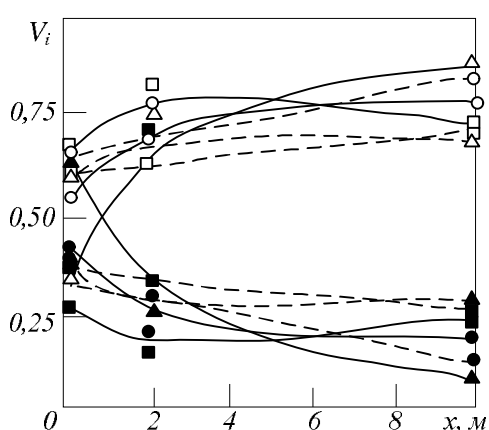


Рис. 2. Зависимость относительного содержания зерен пластинчатого перлита (светлые точки) и зерен феррито-карбидной смеси (темные точки) вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности катания x при режимах обработки 1 (□, ■), 2 (Δ, ▲) и 3 (○, ●)

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

Дисперсность структуры перлита оценивали по межпластинчатому расстоянию (d) (рис. 3). Можно отметить, что межпластинчатое расстояние изменяется в пределах 105 – 200 нм, снижается при переходе от поверхности катания к слою, расположенному на глубине 10 мм (режимы 1 и 2), или не зависит от расстояния до поверхности катания (режим 3). Для режимов 1 и 2 средняя 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 124,0 нм.

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 ($2 \cdot 10^{10} - 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) пределах, максимального ($8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) значения она достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы.

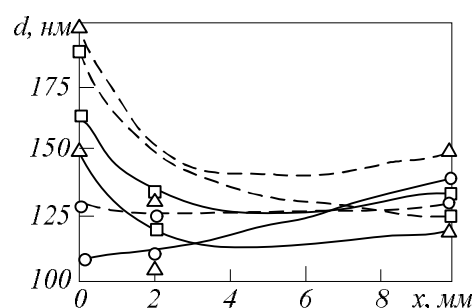


Рис. 3. Зависимость межпластинчатого расстояния зерен пластинчатого перлита вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности катания x при режимах обработки 1 (□, ■), 2 (Δ, ▲) и 3 (○, ●)

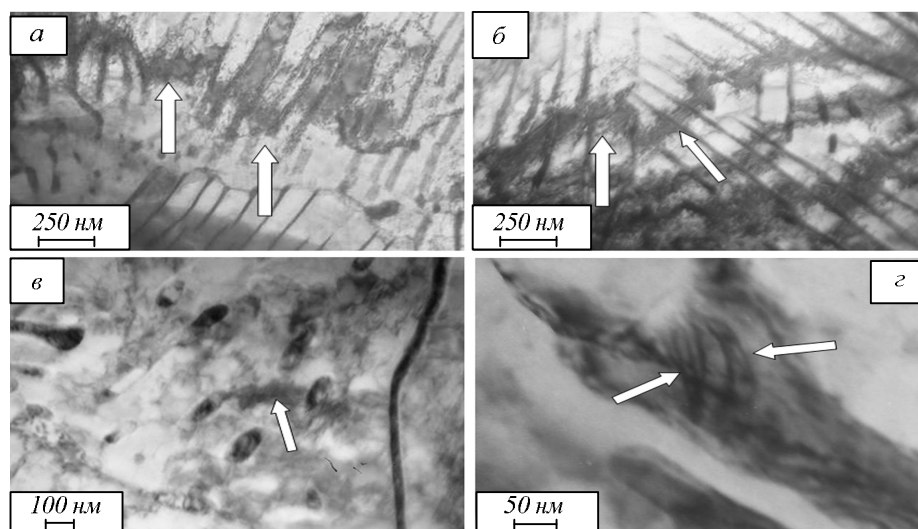


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в рельсовой стали (стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры)

Анализ электронно-микроскопических изображений (рис. 4) позволил выявить в структуре стали изгибные экстинкционные контуры. Наличие на электронно-микроскопических изображениях структуры изгибных экстинкционных контуров указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки этой области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу [7]. Расположение изгибных экстинкционных контуров указывает на источники внутренних полей напряжений (концентраторов напряжений).

В исследуемой стали концентраторами напряжений являются границы раздела пластин цементита зерен перлита (рис. 4, а), границы раздела колоний перлита (рис. 4, б), границы раздела частица – матрица (рис. 4, в). Изгибные экстинкционные контуры наблюдаются и в объеме частиц цементита (рис. 4, г).

В работах [10 – 12] показано, что ширина изгибного экстинкционного контура обратно пропорциональна величине изгиба-кручения

кристаллической решетки (амплитуде внутренних полей напряжений). Следовательно, проследив изменение данного параметра контура, можно указать источник внутренних полей напряжений (концентратор напряжений) и оценить его интенсивность. Пример такого анализа изгибных экстинкционных контуров, формирующихся у частиц второй фазы, приведен на рис. 5. Отчетливо видно, что ширина изгибного контура (h) быстро увеличивается по мере удаления от частицы (рис. 5, б). Следовательно, максимальный уровень внутреннего поля напряжений реализуется на границе раздела частица – матрица.

Выводы. Дифференцированная закалка рельсов сопровождается формированием морфологически разноплановой структуры, образующейся по диффузионному механизму $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения твердого раствора на основе железа и представленной зернами пластинчатого перлита, зернами структурно свободного

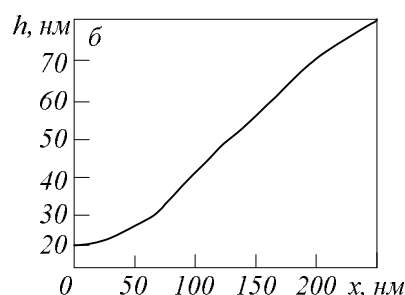
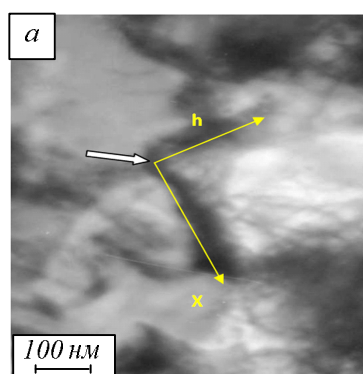


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсовой стали (а) и зависимость ширины изгибного контура от расстояния от частицы карбидной фазы (б) (на поз. а частица указана стрелкой)

феррита и зернами феррито-карбидной смеси. Выявлен градиентный характер изменения параметров структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры по сечению головки рельсов. Установлена природа концентраторов внутренних полей напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Коновалов С.В., Алсараева К.В. Структура, фазовый состав и дефектная субструктура рельсов высшей категории качества // Изв. вуз. Физика. 2014. № 2. С. 72 – 76.
2. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Коновалов С.В., Морозов К.В. Формирование тонкой структуры в рельсах низкотемпературной надежности // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 4. С. 61 – 68.
3. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Коновалов С.В., Морозов К.В. Формирование тонкой структуры металла рельсов повышенной износостойкости // Вопросы материаловедения. 2013. № 4 (76). С. 15 – 23.
4. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали / В.Е. Громов, В.А. Бердышев, Э.В. Козлов, В.И. Петров, В.Д. Сарычев, В.В. Дорофеев, Ю.Ф. Иванов, Л.Н. Игнатенко, Н.А. Попова, В.В. Целлермаер. – Новокузнецк: Недра коммюникейшинс ЛТД, 2000. – 174 с.
5. Актуальные проблемы производства рельсов / В.Е. Громов, Н.М. Кулагин, С.М. Кулаков, С.Г. Литвин, Л.А. Годик, В.В. Грачев, А.В. Дорофеев, В.В. Дорофеев, Н.В. Зубкова. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2001. – 260 с.
6. Борц А.И., Шур Е.А., Рейхарт В.А., Хлыст С.В., Гонтарь А.В. Перспективы развития рельсового производства в России [Электронный ресурс]. – Режим доступа: www.rusnauka.com/17_AVSN_2012/Economics/9_112679.doc.htm. (Дата обращения: 05.09.2014).
7. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
8. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
9. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металлведении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
10. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
11. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин, В.Я. Целлермаер, Ю.Ф. Иванов, Л.Н. Игнатенко, Н.В. Попова, В.Я. Чинокалов, Л.М. Полторацкий, Д.М. Закиров. – М.: Недра, 1997. – 289 с.
12. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнейшие поля напряжений, кривизна кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты. – В кн.: Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Сб. трудов международной конференции. – Томск: изд. ТГУ, 1990. С. 83 – 93.

© 2014 г. В.Е. Громов, К.В. Волков,
К.В. Морозов, Ю.Ф. Иванов,
К.В. Алсараева, Е.В. Полевой
Поступила 3 октября 2014 г.