

ния поверхностного слоя и формирования сжимающих напряжений, что обеспечивают высокую износостойкость при абразивном изнашивании.

Выводы. Микроструктура мелкоигольчатого мартенсита с избыточными карбидами стали 150XHM, полученная при закалке от нормальной температуры (850 °С), обеспечивает высокую твердость (61 HRC), однако при этом не достигается максимальная износостойкость в условиях абразивного изнашивания.

Повышение температуры закалки до 1100 – 1175 °С оказывает существенное влияние на структуру исследуемых сталей: увеличивается размер аустенитного зерна и кристаллов мартенсита, происходит прогрессирующее снижение исходной твердости (до 42 HRC) в связи с растворением части карбидов и соответствующим увеличением количества остаточного аустенита до 25 %, однако это сопровождается ростом износостойкости при абразивном изнашивании.

Остаточный аустенит, получаемый в результате высокотемпературной закалки стали 150XHM (1100 – 1175 °С), метастабилен и превращается в мартенсит деформации в процессе изнашивания, что придает стали максимальную износостойкость вследствие

формирования высокой способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности.

Оптимальным интервалом температур нагрева под закалку стали 150XHM с точки зрения достижения высокой износостойкости при абразивном изнашивании можно считать 1100 – 1150 °С, при котором формируется мартенситно-карбидная структура с метастабильным остаточным аустенитом. Дальнейшее повышение температуры закалки нецелесообразно ввиду чрезмерного роста величины зерна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Гервасьев М.А., Худорожкова Ю.В., Филиппов М.А. // *МирТом*. 2010, № 10. С. 16 – 20.
3. Коршунов Л.Г. Изнашивание металлов при трении // *Металловедение и термическая обработка стали* / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1991. Т. 1. Кн. 2. С. 387 – 413.

© 2013 г. М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, Ю.В. Худорожкова, В.В. Легчило
Поступила 23 сентября 2013 г.

УДК 669.15:539.12.04:620.186

**В.А. Гришунин¹, В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов^{2,3},
К.В. Волков⁴, С.В. Коновалов¹**

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

⁴ ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ*

Аннотация. Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен количественный анализ эволюции фазового состава и дефектной субструктуры поверхностных слоев рельсовой стали со структурой пластинчатого перлита и наноразмерного мартенсита при усталостном нагружении. Обсуждены возможные причины усталостного разрушения рельсовой стали с различной структурой.

Ключевые слова: рельсовая сталь, усталость, дефектная структура, фазовый состав.

THE EVOLUTION OF THE PHASE CONSTITUTION AND DEFECT SUBSTRUCTURE OF RAIL STEEL SURFACE LAYERS UNDER FATIGUE

Abstract. Quantitative analysis of the evolution of phase composition and defect substructure of rail steel surface layers with the structure of plate perlite and nanosize martensite under fatigue of loading is carried out by the methods of transmission electron microscopy. Possible reasons of fatigue fracture of rail steel with different structure are discussed.

Keywords: rail steel, fatigue, defect substructure, phase composition.

Контактно-усталостные повреждения, развивающиеся в поверхностных слоях, являются одной из

основных причин выхода из строя рельсов при эксплуатации [1]. В последние годы в связи с ростом интенсивности железнодорожного движения, увеличением нагрузок на ось проблема становится более сложной. Одним из перспективных методов модифи-

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (Соглашение № 14.В37.21.0071).

цирования поверхностных слоев, приводящих к росту усталостного ресурса нержавеющей стали различных структурных классов, является электронно-пучковая обработка [2 – 5]. Для установления оптимальных режимов такой обработки, обеспечивающих повышение эксплуатационных свойств рельсов, необходимо знание механизмов и закономерностей формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхностных слоев рельсовой стали в разном исходном состоянии при многоцикло-вой усталости.

Целью настоящей работы являлся анализ закономерностей изменений фазового состава и дефектной субструктуры, происходящих в условиях усталостного нагружения в рельсовой стали с перлитной и мартенситной структурой.

Исследовали образцы рельсовой стали Э76Ф следующего состава: 0,76 % С; 0,1 % V; 0,4 % Si; 0,95 % Mn; до 0,025 % S; до 0,025 % P; до 0,02 % Al; остальное железо (по массе). Образцы были разделены на две партии. Одна часть образцов после термической обработки (нагрев до 900 °С, выдержка в течение 2 ч и охлаждение с печью) имела поликристаллическую структуру, представленную преимущественно зернами перлита пластинчатой морфологии; в небольшом количестве присутствовали зерна структурно-свободного феррита и псевдоперлита. Вторая часть образцов была получена путем облучения лицевой поверхности части образцов первой партии пучками электронов по режиму: плотность энергии пучка 30 Дж/см², длительность импульсов 50 мкс, число импульсов 3, частота следования 0,3 Гц. Форма, размеры образцов и режимы усталостных испытаний не отличались от описанных в работах [2 – 5]. Установлено, что разрушение образцов обеих партий наступало приблизительно при 200 тыс. циклов нагружения. При электронно-пучковой обработке в указанном режиме формируется мартенситная структура преимущественно пакетной морфологии в слое глубиной 12 – 15 мкм. Анализ структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры проводили методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг на расстоянии 10 мкм от поверхности и в слое, прилегающем к поверхности обработки [6 – 9].

Исходное состояние

После термической обработки скалярная плотность дислокаций в ферритных пластинах зерен перлита составляет приблизительно $2,8 \cdot 10^{10}$ см⁻². Анализ структуры перлита стали методом ПЭМ выявил наличие изгибных экстинкционных контуров (рис. 1), свидетельствующих об изгибе-кручении кристаллической решетки и дальнедействующих полях напряжений. Начала контуров находятся на границе раздела цементит-феррит, причиной появления контуров является, очевидно, несовместность

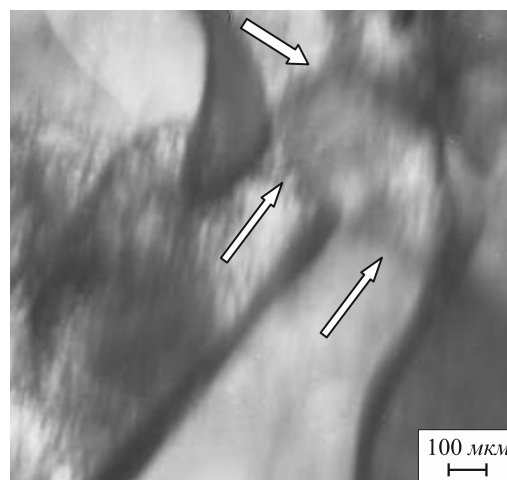


Рис. 1. Изображение структуры (ПЭМ) перлита с изгибными экстинкционными контурами (указаны стрелками)

пластической деформации рассматриваемых фаз. В работах [9, 10] показано, что уровень полей напряжений и изгиб-кручение кристаллической решетки обратно пропорциональны ширине изгибного экстинкционного контура. Значения толщины изгибных экстинкционных контуров (h) и их плотности (η), скалярной плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle$) в рельсовой стали в исходном состоянии приведены в таблице.

Электронно-пучковая обработка приводит к формированию в поверхностном слое структуры ячеистой и дендритной кристаллизации, образованной пакетным мартенситом с размерами кристаллов менее 100 нм и скалярной плотностью дислокаций порядка 10^{11} см⁻².

Эволюция структуры, фазового состава и дефектной субструктуры перлита при усталости

В слое, прилегающем к лицевой поверхности усталостно разрушенного образца, скалярная плотность дислокаций увеличивается до $4 \cdot 10^{10}$ см⁻² (см. таблицу). При этом повышается степень неоднородности распре-

Структурные характеристики стали Э76Ф в исходном состоянии и после усталостного разрушения

Состояние	$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	h , нм	$\eta \cdot 10^{-3}$, см ⁻²
Образцы перед усталостными испытаниями			
Перлит	2,8	235	0,7
Мартенсит	10,0/10,0	90/64	0,11/0,15
Усталостно-разрушенные образцы			
Перлит	4,0/1,4	65/50	1,2/1,5
Мартенсит	10,0/10,0	73/67 (55)	1,1/1,4 (4,0)

Пр и м е ч а н и е. В числителе и знаменателе приведены значения на поверхности и на глубине 10 мкм от поверхности; в скобках приведены значения вблизи трещины.

деления дислокаций, а именно, скалярная плотность дислокаций вблизи пластин цементита в 1,5 раза выше, чем в объеме пластин феррита. Усталостные испытания до разрушения приводят к многократному (с 235 до 65 нм) снижению ширины изгибных экстинкционных контуров и, следовательно, к соответствующему увеличению внутренних полей напряжений.

В слое, расположенном на глубине приблизительно 10 мкм от лицевой поверхности образца, наблюдается разрушение пластин цементита перлитных колоний, осуществляемое разрезанием движущимися дислокациями, их растворение в местах контакта с дислокациями. Разрушение пластин цементита сопровождается формированием в объеме зерен перлита фрагментированной структуры (размеры фрагментов составляют 0,5 – 1,0 мкм). Это приводит к уменьшению скалярной плотности дислокаций, поскольку границы фрагментов являются для них стоками (рис. 2, а). Разрушение пластинчатого перлита сопровождается увеличением амплитуды внутренних напряжений и плотности концентраторов напряжений (рис. 2, б). Измеряя поперечные размеры изгибного контура по мере удаления от источника напряжений, были выявлены профили поля напряжений в плоскости фольги. Видно, что с увеличением расстояния x от источника напряжений ширина контура увеличивается, то есть снижается амплитуда напряжений (рис. 3).

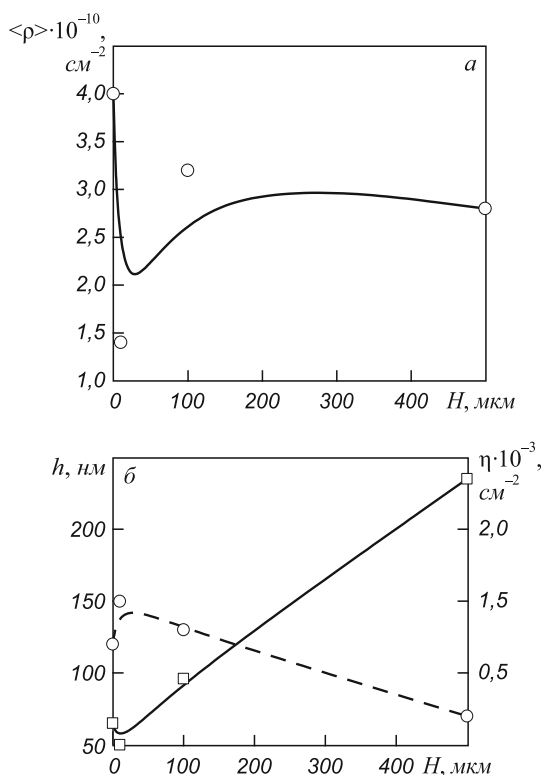


Рис. 2. Зависимости скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ в перлите (а), а также поперечных размеров изгибных экстинкционных контуров h (—) и количества контуров на единице площади η (---) (б) от расстояния H от поверхности упрочнения (точка на глубине 500 мкм характеризует состояние исходного материала)

Установлено, что наиболее узкие изгибные экстинкционные контуры формируются вблизи частиц цементита, расположенных на субграницах ($h \approx 5 \div 10$ нм); далее находятся оборванные субграницы ($h \approx 30$ нм), глобулярные частицы цементита в ферритных зернах ($h \approx 40$ нм), пластины цементита в перлитной колонии ($h \approx 130$ нм). Таким образом, наиболее опасными источниками полей напряжений в структуре феррито-перлитной стали, приводящими к зарождению очагов усталостного разрушения, являются межфазовые границы раздела ферритной матрицы и частиц цементита.

Эволюция структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры мартенсита

Усталостные испытания приводят к существенному увеличению в поверхностном слое размерной неоднородности кристаллов пакетного мартенсита. При средних поперечных размерах кристаллов приблизительно 80 нм реальные размеры изменяются в пределах

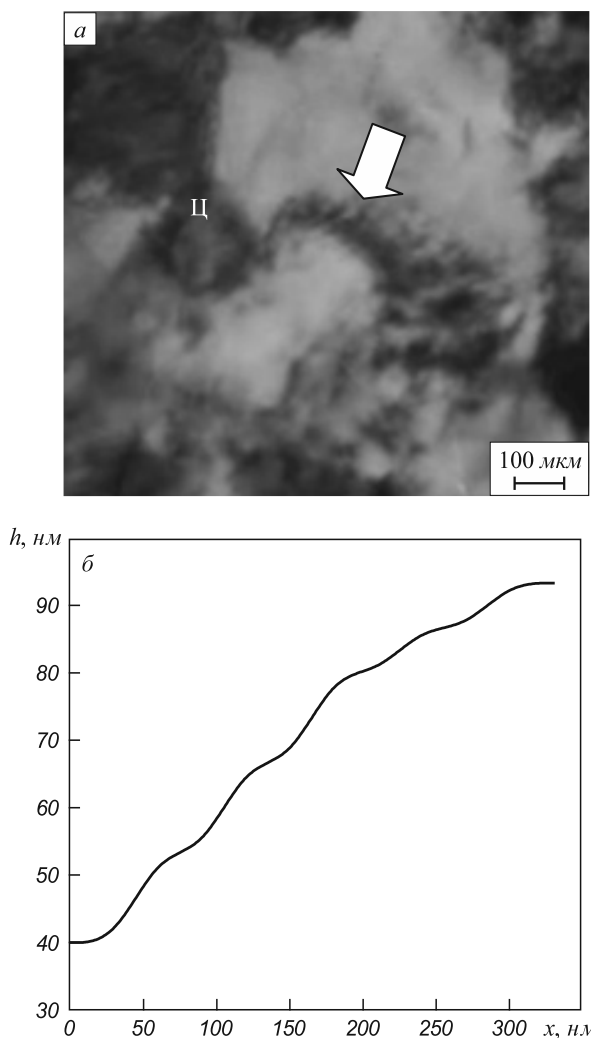


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение (а) перлитной структуры стали Э76Ф в исходном состоянии и профиль изгибного экстинкционного контура (б), указанного на поз. а стрелкой (π – цементит)

25 – 200 нм. Если учесть, что в исходном (до усталостного нагружения) состоянии их размеры не превышают 100 нм, то можно считать, что усталостное разрушение приводит к модификации структуры пакетного мартенсита путем разрушения малоугловых границ, разделяющих кристаллы. Ранее подобные результаты были выявлены при усталостных испытаниях закаленной стали 60ГС2 [11, 12]. Сопоставление количественных значений толщины изгибных экстинкционных контуров, их плотности в исходном и усталостно разрушенном состоянии свидетельствует о росте количества концентраторов напряжений, которыми являются внутрифазные границы раздела кристаллов мартенсита и пакетов, и увеличении амплитуды внутренних полей напряжений (см. таблицу). Значимых изменений дислокационной субструктуры и скалярной плотности дислокаций не происходит.

Для слоя, расположенного на глубине 10 – 15 мкм, усталостные испытания также приводят к увеличению размерной неоднородности кристаллов пакетного мартенсита (поперечные размеры меняются в пределах 50 – 150 нм).

Отмечена миграция границ зерен, что проявляется в присутствии высоконапряженных извилистых границ (рис. 4). Особенностью этого слоя стали является высокий уровень напряжений (см. таблицу) и наличие микротрещин (рис. 5), в устье которых отмечается большое количество изгибных экстинкционных контуров. Так, если в среднем по этому слою плотность изгибных экстинкционных контуров не намного превышает плотность контуров поверхностного слоя и составляет $1,4 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ (при средней толщине контура примерно 67 нм), то вблизи трещины данные структурные характеристики внутренних полей напряжений $4 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ и 55 нм соответственно. Минимальная толщина контура фиксируется у границы трещины, максимальная – на противоположном от устья трещины участке (рис. 5).

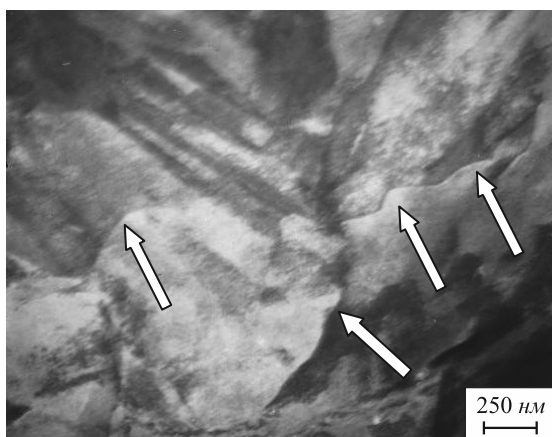


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали, формирующейся в слое, расположенном на глубине 10 – 15 мкм, облученной электронным пучком при плотности энергии пучка 30 Дж/см^2 и разрушенной в результате усталостных испытаний (стрелками указаны неравновесные границы зерен)

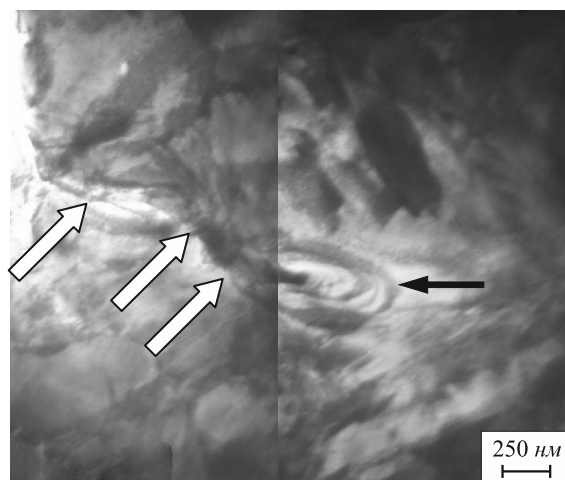


Рис. 5. Изображение (ПЭМ) участка стали на глубине 10 – 15 мкм с микротрещиной (указана светлыми стрелками, темной стрелкой обозначены кольцевые изгибные контуры в устье микротрещины)

Такое высоконапряженное состояние в анализируемом подповерхностном слое и является, по-видимому, основной причиной разрушения стали с мартенситной структурой при усталости.

Рассматривая эволюцию перлитной и мартенситной структур приповерхностного слоя толщиной приблизительно 10 мкм в условиях усталостного нагружения, можно констатировать, что амплитуда внутренних полей напряжений и плотность концентраторов напряжений в зернах перлита выше, однако процесс трещинообразования в мартенсите развивается интенсивнее, что подтверждает известное положение: чем прочнее материал, тем он более склонен к хрупкому разрушению [13, 14].

Выводы. Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен сравнительный количественный анализ закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры (скалярная плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки, количество концентраторов напряжений) поверхностного слоя и слоя на глубине примерно 10 мкм рельсовой стали со структурой пластинчатого перлита (сформированного при термической обработке) и наноразмерного мартенсита (сформированного при электронно-пучковой обработке) при усталостном нагружении. Выявлены возможные причины усталостного разрушения рельсовой стали с различной структурой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ворожйцев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. – 351 с.
2. Усталость сталей, модифицированных высокоинтенсивными электронными пучками / Под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2012. – 403 с.
3. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. № 4. С. 31 – 37.

4. Сизов В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. № 2. С. 136 – 140.
5. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Бессонов Д.А. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 12. С. 19 – 23.
6. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
7. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
8. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
9. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. и др. – В кн.: Дисклинации и ротационная деформация твердых тел. – Л.: изд. ФТИ, 1988. С. 103 – 113.
10. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Вестник ТГАСУ. 1999. № 1. С. 21 – 35.
11. Иванов Ю.Ф., Соснин О.В., Сучкова Е.Ю. и др. // Изв. вуз. Физика. 2003. № 12. С. 3 – 6.
12. Соснин О.В., Грачев В.В., Громова А.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2004. Т. 47. № 11. С. 32 – 37.
13. Макклиток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. – М.: Мир, 1970. – 253 с.
14. Либовиц Е. Разрушение. Т. 6. – М.: Металлургия, 1976. – 496 с.

© 2013 г. *В.А. Гришунин, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, К.В. Волков, С.В. Коновалов*
 Поступила 4 сентября 2012 г.