

УДК 669.04:669.12

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ В ОБЪЕМНО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ СПЕЦИАЛЬНЫХ КАТЕГОРИЙ

В.Е. Громов¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой

К.В. Волков², к.т.н., технический директор

Ю.Ф. Иванов^{3,4}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник

К.В. Морозов¹, инженер

К.В. Алсараева¹, аспирант

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

² ОАО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Новокузнецк, Россия)

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Томск, Россия)

⁴ Институт сильноточной электроники СО РАН (Томск, Россия)

Аннотация. Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен послойный анализ головки рельсов низкотемпературной надежности, повышенной износостойкости и контактной выносливости. Установлены количественные закономерности формирования дефектной субструктуры, а также структурно-фазовых состояний, образовавшихся по диффузионному и сдвиговому механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения по сечению рельсов.

Ключевые слова: рельсы, структура, фазовый состав, плотность дислокаций.

E-MAIL: gromov@physics.sibsiu.ru

Широкий спектр требований, предъявляемых к качеству железнодорожных рельсов, требует внедрения новых технологий упрочнения [1 – 4]. Увеличение интенсивности движения и грузонапряженности вызывает необходимость дальнейшего повышения надежности и эксплуатационной стойкости рельсов. Решение этих задач достигается выпуском рельсов специальных категорий, обладающих высокой твердостью, контактно-усталостной прочностью, сопротивлением образованию контактно-усталостных дефектов и хрупкому разрушению [5 – 9].

Отечественная практика термического упрочнения рельсов в промышленных масштабах представлена технологией объемной закалки рельсов в масле с отдельного печного нагрева и последующим высоким отпускком [2 – 4]. Установление физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры в рельсах при закалке на различных масштабных уровнях от макро до нано – одна из важнейших задач физического материаловедения [10]. Экспериментальные исследования структур и фазового состава, формирующихся в сечении рельсов при закалке, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно изменять структуру и эксплуатационные параметры.

Целью настоящей работы является определение методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) структуры, фазового состава и

дефектной субструктуры, формирующихся в головке рельсов различных категорий при объемной закалке на различном расстоянии от поверхности катания.

В качестве материала исследования использовали образцы объемно закаленных рельсов категорий ИК, НЭ.

Рельсы категории ИК (ТУ 0921-125-01124328 – 2003) – рельсы из заэвтектоидной стали повышенной износостойкости и контактно-усталостной прочности, предназначены для наружных нитей кривых участков пути, с повышенным (до 0,85 – 0,95 %) содержанием углерода и микролегированные ванадием и азотом [3, 4, 11].

Рельсы категории НЭ (ТУ 0921-118-01124328 – 2003) – рельсы низкотемпературной надежности, отвечающие повышенным требованиям по копровой прочности и ударной вязкости при отрицательных температурах, что достигается карбонитридным упрочнением вследствие микролегирования стали ванадием и азотом [3, 4, 11].

Элементный состав рельсовой стали регламентирован ГОСТ 51685 – 2000, ТУ 0921-125-01124328 – 2003, ТУ 0921-118-01124328 – 2003 и представлен (по содержанию основных элементов) в табл. 1.

После прокатки проводили традиционную термическую обработку рельсов: нагрев примерно до 850 °С, выдержка в течение 50 – 52 мин, закалка в масле, последующий отпуск при 460 °С в печах с выдержкой в течение 2 ч и дальнейшее охлаждение на воздухе.

Свойства рельсов после термической обработки следующие:

Химический состав рельсовой стали

Категория	Содержание, %, химических элементов									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V
ИК	0,85 – 0,95	0,65 – 1,10	0,30 – 0,60	0,020	0,015	0,20	0,15	0,20	0,004	0,08 – 0,15
НЭ	0,71 – 0,82	0,75 – 1,05	0,25 – 0,45	0,020	0,015	0,20	0,20	0,20	0,004	0,05 – 0,15

П р и м е ч а н и е. Для категории ИК – требования ТУ 0921-125-01124328 – 2003 для стали марки Э90АФ; для категории НЭ – требования ТУ 0921-118-01124328 – 2003 для стали марки Э76Ф.

– категория ИК: $\sigma_b = 1320$ МПа, $\sigma_t = 940$ МПа, $\delta = 10,5$ %, $\psi = 40$ %, твердость на поверхности катания 398 НВ;

– категория НЭ: $\sigma_b = 1240$ МПа, $\sigma_t = 910$ МПа, $\delta = 13$ %, $\psi = 42$ %, твердость на поверхности катания 370 НВ.

Исследование структурно-фазового состояния и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами ПЭМ [12 – 14] тонких фольг вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности катания (рис. 1).

Твердость рельсов приведена ниже:

Категория рельсов	Расстояние от поверхности катания, мм	Твердость HRC
НЭ	2	36,2/35,3
	10	32,6/33,3
ИК	2	37,2/38,4
	10	38,0/39,3

П р и м е ч а н и е. Через косую приведены значения твердости по центральной оси и по выкружке.

Для рельсов низкотемпературной надежности (категория НЭ) твердость уменьшается с увеличением расстояния от поверхности катания, причем вдоль центральной оси интенсивнее по сравнению с направлением по выкружке, что, очевидно, обусловлено структурно-фазовым состоянием материала и его дефектной субструктурой.

В отличие от рельсов категории НЭ, твердость рельсов категории ИК незначительно возрастает с увеличением расстояния от поверхности катания и при переходе от центральной оси к выкружке.

Структура сталей рельсов этих категорий независимо от направления исследования и расстояния исследуемого слоя от поверхности катания представлена 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).

Основной структурной составляющей сталей являются зерна пластинчатого перлита и зерна феррито-карбидной смеси. Их относительное содержание представлено в табл. 2.

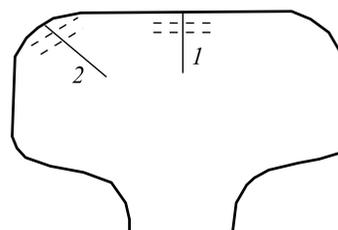


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании методами ПЭМ:
— — направления по центральной оси (1) и по выкружке (2);
- - - места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг

Относительное содержание структурных составляющих рельсовой стали

Категория рельсов	Расстояние от поверхности катания, мм	Относительное содержание					
		по центральной оси			по выкружке		
		V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
НЭ	2	0,55	0,42	0,03	0,47	0,50	0,03
	10	0,74	0,21	0,05	0,61	0,36	0,03
ИК	2	0,72	0,25	0,03	0,83	0,13	0,04
	10	0,69	0,27	0,04	0,73	0,23	0,04

П р и м е ч а н и е. V(1), V(2) и V(3) – относительное содержание зерен перлита, зерен феррито-карбидной смеси и зерен структурно-свободного феррита.

Можно отметить, что для рельсов категории НЭ независимо от направления исследования с увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зерен пластинчатого перлита и зерен структурно свободного феррита увеличивается, а зерен феррито-карбидной смеси снижается. Для рельсов категории ИК относительное содержание зерен пластинчатого перлита снижается, а зерен феррито-карбидной смеси увеличивается. Можно предположить, что изменение твердости стали с увеличением расстояния от поверхности катания обусловлено изменением относительного содержания в материале зерен феррито-карбидной смеси.

Как известно, пластинчатый перлит – эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму пластинок [15, 16]. Пластинчатый перлит рельсовой стали характеризуется наличием различного рода несовершенств: наблюдаются ферритные мостики (участки феррита, разделяющие пластину цементита), пластины цементита искривлены и не параллельны друг другу, имеют различного типа сростки. Методами темнопольного анализа выявляется дефектная субструктура пластин цементита, они разделены на фрагменты, размеры которых составляют 30 – 50 нм.

Дисперсность структуры перлита оценивали по межпластинчатому расстоянию – суммарной ширине двух рядом расположенных пластин феррита и цементита.

Межпластинчатые расстояния в зернах перлита рельсовой стали приведены ниже:

Категория рельсов	Расстояние от поверхности катания, мм	<i>h</i> , нм
НЭ	2	95/80
	10	132/110
ИК	2	100/87
	10	97/90

Примечание. Через косую приведены значения по центральной оси и по выкружке.

Можно отметить, что межпластинчатое расстояние для рельсов категории НЭ увеличивается при переходе от слоя, расположенного на глубине 2 мм, к слою, расположенному на глубине 10 мм.

Представленные результаты свидетельствуют, что с увеличением расстояния от поверхности катания, во-первых, уменьшается скорость переохлаждения стали, и, во-вторых, увеличиваются размеры пластин, и следовательно, снижается прочность стали, что подтверждается результатами, полученными при определении твердости материала. Дисперсность структуры пластинчатого перлита в рельсах категории ИК не зависит от глубины анализируемого слоя и направления исследования материала и, следовательно, не может оказыв-

вать влияния на выявленную зависимость твердости стали от расстояния до поверхности катания.

Второй основной составляющей структуры рельсов категорий ИК и НЭ являются зерна феррито-карбидной смеси, характеризующиеся наличием в объеме зерен феррита частиц карбидной фазы, размеры, форма и взаимное расположение которых изменяются в широких пределах. Для рельсов категории НЭ можно выделить три характерных типа таких зерен, различающихся морфологией присутствующих в них частиц карбидной фазы и состоянием дефектной субструктуры.

Во-первых, зерна феррита, в объеме которых располагаются частицы цементита, имеют форму преимущественно коротких изогнутых пластинок (зерна первого типа) (рис. 2, *а, б*). Взаимное расположение частиц (часто в виде строчек) и их преимущественно пластинчатая форма позволяют предположить, что зерна первого типа сформировались по диффузионному механизму и являются аналогом зерен перлита, отличаясь от последних высоким уровнем несовершенства цементита.

Во-вторых, зерна феррита, в объеме которых являются частицы карбидной фазы преимущественно округлой формы (зерна второго типа) (рис. 2, *в, г*), разделены на субзерна, размеры которых изменяются в пределах 200 – 350 нм (рис. 2, *в*). Субзерна имеют неравноосную форму и ориентированы по отношению друг к другу хаотически (рис. 2, *в*), либо располагаются параллельными рядами, формируя пластинчатую структуру (рис. 2, *д, е*). Частицы карбидной фазы располагаются в объеме субзерен и на их границах (рис. 2, *в – е*). Размеры частиц, расположенных в объеме и на границах субзерен, изменяются в пределах 10 – 30 и 30 – 150 нм соответственно.

Взаимное расположение субзерен, формирующих пластинчатую структуру, сравнительно небольшое количество частиц карбидной фазы (по сравнению с зернами первого типа и зернами перлита), форма частиц и их расположение в структуре субзерен позволяют предположить, что зерна второго типа сформировались по сдвиговому механизму и являются продуктами термического преобразования пакетного мартенсита, имеющего место при отпуске стали.

В-третьих, зерна феррито-карбидной смеси, в объеме которых наблюдается пластинчатая структура, формируют параллельные ряды (пакеты), характерные для структуры пакетного мартенсита (рис. 3, *а – в*). Микроэлектрограммы, полученные с таких зерен (зерна третьего типа), имеют квазикольцевой характер, что указывает на высокий уровень дисперсности структуры α -фазы (рис. 3, *г*). Действительно, выполненные оценки показали, что поперечные размеры пластинок изменяются в пределах 40 – 60 нм, а размеры частиц карбидной фазы, присутствующих в таких зернах и имеющих округлую форму, в пределах 20 – 30 нм (рис. 3, *в*). Можно предположить (следуя морфологии

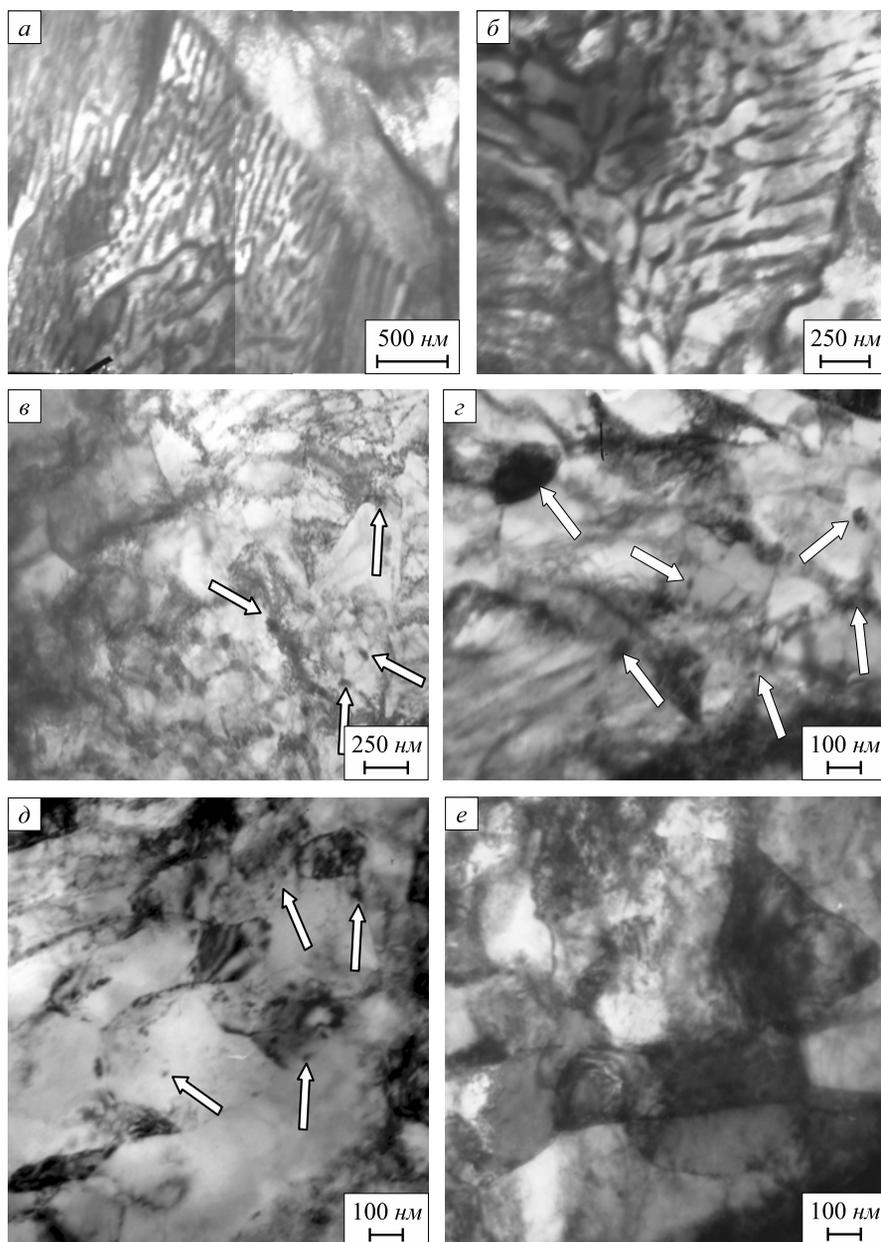


Рис. 2. Изображения ПЭМ зерен феррито-карбидной смеси (стрелками указаны частицы карбидной фазы)

α -фазы), что зерна третьего типа также сформировались по сдвиговому механизму.

Относительное содержание в рельсовой стали зерен первого, второго и третьего типов (по отношению к объему материала, занятого зернами феррито-карбидной смеси) представлено в табл. 3. В отличие от рельсов категории НЭ, во второй составляющей структуры (зернах феррито-карбидной смеси) рельсов категории ИК наблюдаются лишь первые два характерных типа зерен, различающиеся морфологией присутствующих в них частиц карбидной фазы и состоянием дефектной субструктуры (табл. 3).

Зерна второго типа разделены на субзерна, размеры которых изменяются в пределах 200 – 500 нм. Субзерна имеют неравноосную форму и ориентированы по отношению друг к другу хаотически, либо располагаются

параллельными рядами, формируя пластинчатую структуру. Частицы карбидной фазы располагаются в объеме субзерен и на их границах. Размеры частиц, расположенных в объеме и на границах субзерен, изменяются в пределах 10 – 30 и 40 – 150 нм соответственно.

Ферритная составляющая структуры стали (зерна структурно свободного феррита, ферритная составляющая зерен перлита и зерен феррито-карбидной смеси) дефектна, а именно, характеризуется присутствием дислокаций. 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, значительно реже, сетчатая дислокационная субструктура); ячеис-

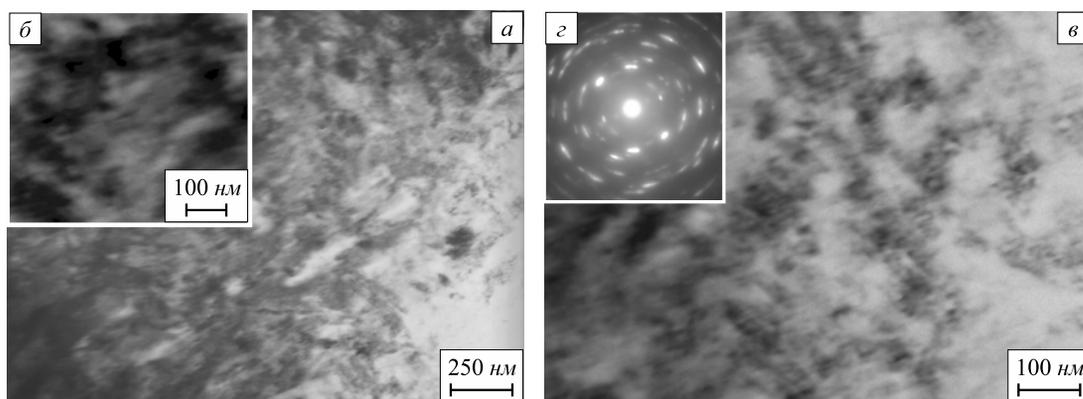


Рис. 3. Изображения ПЭМ структуры рельсовой стали:
а – в – светлые поля; с – микроэлектронграмма

Т а б л и ц а 3

Относительное содержание в рельсовой стали зерен первого, второго и третьего типов

Категория рельсов	Расстояние от поверхности катания, мм	Относительное содержание					
		по центральной оси			по выкружке		
		W(1)	W(2)	W(3)	W(1)	W(2)	W(3)
НЭ	2	0,89	0,10	~0,01	0,75	0,24	~0,01
	10	0,93	0,06	~0,01	0,82	0,17	~0,01
ИК	2	0,18	0,07	–	0,10	0,03	–
	10	0,20	0,07	–	0,19	0,04	–

П р и м е ч а н и е. W(1), W(2) и W(3) – относительное содержание зерен первого, второго и третьего типов (для рельсов категории ИК остальное – зерна перлита и структурно свободного феррита).

тая и фрагментированная дислокационная субструктуры обнаруживаются лишь в зернах феррито-карбидной смеси и в зернах структурно свободного феррита.

Скалярная плотность дислокаций в структурных составляющих рельсовой стали приведена ниже:

Расстояние от поверхности катания, мм	Скалярная плотность дислокаций							
	по центральной оси				по выкружке			
	ρ ₁	ρ ₂	ρ ₃	ρ ₄	ρ ₁	ρ ₂	ρ ₃	ρ ₄
2	4,3	4,5	4,8	2,0	4,3	4,5	5,0	2,0
10	4,0	5,4	5,0	2,0	3,5	5,2	5,0	2,0

П р и м е ч а н и е. ρ₁, ρ₂, ρ₃ и ρ₄ – скалярная плотность дислокаций, выявленных в зернах перлита, в зернах феррито-карбидной смеси (зерна первого типа), в зернах феррито-карбидной смеси (зерна второго типа) и в зернах структурно свободного феррита.

Скалярная плотность дислокаций в феррите перлитных зерен рельсов категории НЭ изменяется в пределах $1 \cdot 10^{10} - 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (в среднем $2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Скалярная плотность дислокаций в зернах феррито-карбидной смеси изменяется в пределах $3 \cdot 10^{10} - 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (в среднем $5,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), то есть примерно в 2,3 раза превышает скалярную плотность дислокаций зерен перлита. Максимального значения скалярная плотность

дислокаций достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы и составляет $8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Дислокационная субструктура в ферритной составляющей структуры рельсов категории ИК представлена хаотически распределенными дислокациями и сетками. Скалярная плотность дислокаций в феррите перлитных зерен изменяется в пределах $3,4 \cdot 10^{10} - 4,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и уменьшается (независимо от направления исследования рельса) с ростом расстояния от поверхности катания. Скалярная плотность дислокаций в зернах феррито-карбидной смеси изменяется в пределах $4,5 \cdot 10^{10} - 5,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и увеличивается (независимо от направления исследования рельса) с ростом расстояния от поверхности катания. Скалярная плотность дислокаций в зернах структурно свободного феррита не зависит от направления исследования и расстояния от поверхности катания и составляет $2,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Независимо от направления исследования и расстояния от поверхности катания скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей зерен пластинчатого перлита ниже, чем в зернах феррито-карбидной смеси. Следует отметить, что если в зернах перлита дислокации распределены практически равномерно по объему пластин феррита, то в зернах феррито-карбидной смеси вблизи частиц карбидной фазы плотность дислокаций может в 2 – 3 раза превышать среднюю по объему

зерна плотность дислокаций. Данное обстоятельство дает основание предположить, что основной причиной формирования дислокационной субструктуры в зернах перлита и зернах феррито-карбидной смеси являются термические напряжения, формирующиеся в процессе охлаждения стали вдоль границы раздела карбид – матрица.

Исследования ПЭМ структуры рельсов общих категорий выявили изгибные контуры экстинкции [12] (рис. 4). Наличие в структуре материала изгибных контуров экстинкции указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал. Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений и их относительную величину, то есть выявить концентраторы напряжений. Установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела пластин цементита зерен перлита (рис. 4, *a*), границы раздела зерен перлита и зерен феррита (рис. 4, *б*), зерен феррита (рис. 4, *б*). В данном случае контур начинается от границы раздела пластин и зерен. Довольно часто источниками полей напряжений являются частицы второй фазы, расположенные по границам и в объеме зерен (рис. 4, *в – д*). Экспериментально показано, что упрочнение материала вследствие изгиба-кручения кристаллической решетки, оказываемое внутренними полями напряжений, обратно пропорционально ширине изгибного экстинкционного кон-

тура [17, 18]. Следовательно, оценив ширину контура, можно оценить и относительную величину упрочнения материала, вносимого внутренними полями напряжений. Выполненные оценки показывают, что средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зернах перлита и в зернах феррито-карбидной смеси, составляют примерно 70 и 35 нм соответственно. Следовательно, вклад полей напряжений в прочность зерен феррито-карбидной смеси примерно в два раза выше по сравнению с зернами пластинчатого перлита.

Выводы. При термической обработке рельсов низкотемпературной надежности и повышенной износостойкости и контактной выносливости формируется многофазная, морфологически разноплановая структура, образующаяся по диффузионному и сдвиговому механизмам $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения – превращения твердого раствора на основе железа. Показано, что основной объем структуры стали сформирован по диффузионному механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Осуществлен послойный количественный анализ и выявлены основные параметры, характеризующие состояние структуры, фазового состава и дефектной субструктуры рельсов. Установлено, что зерна феррито-карбидной смеси являются более прочными структурными составляющими стали по сравнению с зернами пластинчатого перлита. Выполненные оценки качественно согласуются с результатами определения твердости. На основе анализа изгибных экстинкционных контуров выявлены источники внутренних далекодействующих полей напряжений.

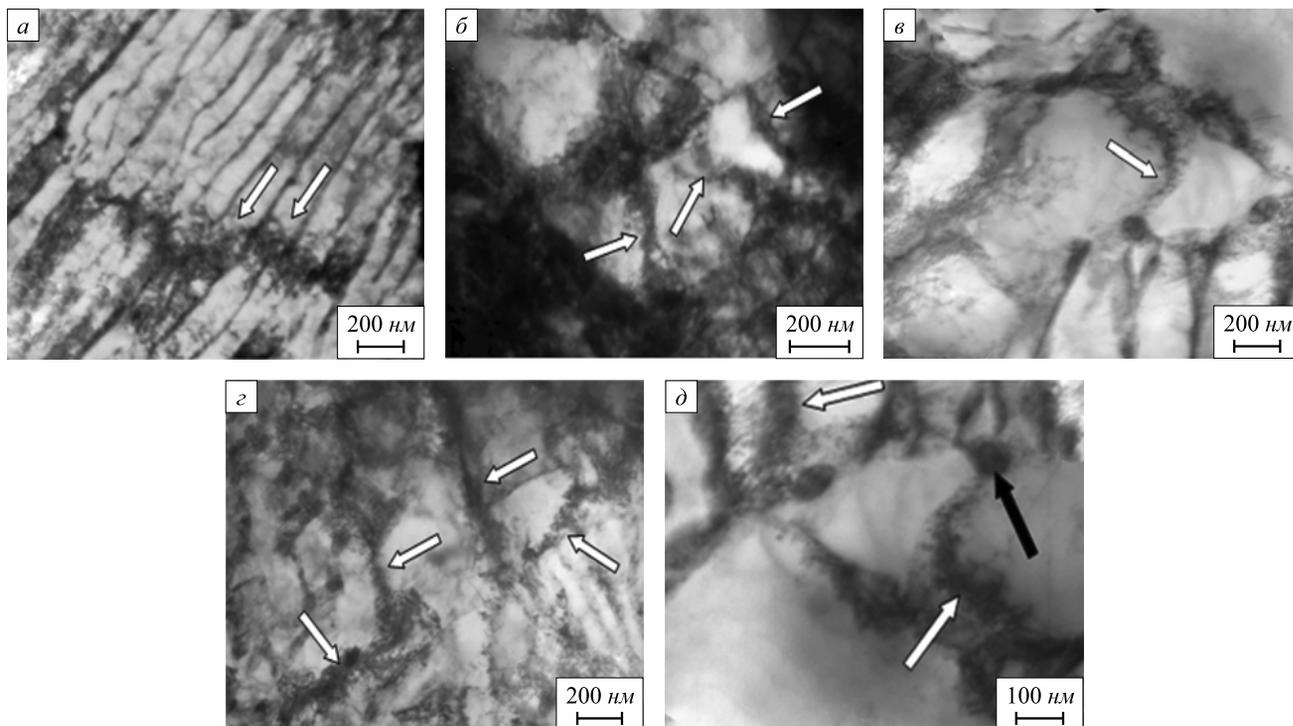


Рис. 4. Изгибные экстинкционные контуры (указаны светлыми стрелками), присутствующие на ПЭМ изображениях структуры рельсовой стали (темной стрелкой обозначена частица второй фазы, являющаяся источником полей напряжений): *a, б* – цементит в форме изогнутых пластинок; *в, г* – цементит округлой формы; *д, е* – пластинчатая структура субзерен

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали / В.Е. Громов, В.А. Бердышев, Э.В. Козлов и др. – М.: Недра коммюникейшинс ЛТД, 2000. – 176 с.
2. Актуальные проблемы производства рельсов / Под ред. В.Е. Громова и др. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2001. – 260 с.
3. Железнодорожные рельсы из электростали / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2006. – 388 с.
4. Ворожигин В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. – 351 с.
5. Olivares R.O., Garsia C.I., DeArdo A. et al. // *Wear*. 2011. Vol. 271. P. 364 – 373.
6. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xiam-ming // *Journal of iron and steel, research, international*. 2013. Vol. 20(2). P. 33 – 37.
7. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 4. С. 61 – 68.
8. 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.
9. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А. и др. // Успехи физики металлов. 2013. № 1. С. 67 – 83.
10. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
11. Шур Е.А. Повреждения рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 225 с.
12. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
13. Эндрюс К., Дайсон Д., Кион С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
14. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
15. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
16. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: ВО Наука, 1993. – 280 с.
17. 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.
18. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.

© 2014 г. В.Е. Громов, К.В. Волков,
Ю.Ф. Иванов, К.В. Морозов, К.В. Алсараева
Поступила 3 декабря 2013 г.

FORMATION OF STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND DEFECT SUBSTRUCTURE
IN BULK QUENCHED RAILS OF SPECIAL CATEGORIES

V.E. Gromov¹, Dr. Phys.-math., Professor
K.V. Volkov², Cand. Eng., Technical Directore
Yu.F. Ivanov^{3,4}, Dr. Phys.-math., Professor
K.V. Morozov¹, Engineer
K.V. Alsaeva¹, Postgraduate

¹ Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia)

² ОАО «Evraz – West Siberian Metallurgical Plant» (Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia)

³ National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Tomsk Region, Russia)

⁴ Institute of High Current Electronics SB RAS (Tomsk, Tomsk Region, Russia)

E-MAIL: gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. Using transmission electron microscopy methods the layer by layer analysis of low temperature reliability and increased wear resistance and contact durability rails head is carried out and quantitative creation regularities of structure phase states and defect substructure formed according to diffusion and shear of $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation on rail cross section are established.

Keywords: rails, structure, phase composition, dislocation density.

REFERENCES

1. Gromov V.E., Berdyshv V.A., Kozlov Ye.V. etc. *Gradientnye strukturno-fazovye sostojaniya v rel'sovoj stali* (Gradient structural-phase state in the rail steel). Moscow: Nedra kommju-nikejshins LTD, 2000. 176 p.
2. *Aktual'nye problemy proizvodstva rel'sov* (Actual problems of rail production). Gromov V.E. etc. ed. Novokuzneck: izd. SibGIU, 2001. 260 p.
3. Kozzyrev N.A., Pavlov V.V., Godik L.A., Dement'ev V.P. *Zheleznodorozhnye rel'sy iz jelektrostali* (Railway rails of electric steel). Novokuzneck: izd. SibGIU, 2006. 388 p.
4. Vorozhishhev V.I. *Sostav i tehnologija proizvodstva rel'sov povyshennoj rabotosposobnosti* (Composition and technology of rail production increased efficiency). Novokuzneck: Novokuzneckij poligraficheskij kombinat, 2008. 351 p.
5. Olivares R.O., Garsia C.I., De Ardo A. et al. *Wear*. 2011. Vol. 271. Pp. 364 – 373.
6. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xiam-ming. *Journal of iron and steel, research, international*. 2013. Vol. 20(2). Pp. 33 – 37.
7. Gromov V.E., Volkov K.V., Ivanov Yu.F. etc. *Problemy chernoj metallurgii i materialovedeniya*. 2013. № 4. Pp. 61 – 68.
8. Volkov K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Grishunin V.A. *Povyshenie ustalostnogo resursa rel'sovoj stali jelektronno-puchkovoj obrabotkoj* (Increased fatigue life of the rail steel electron beam processing). Novokuzneck: InterKuzbass, 2013. 215 p.
9. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Grishunin V.A. etc. *Uspehi fiziki metallov*. 2013. № 1. Pp. 67 – 83.
10. Panin V.E., Lihachev V.A., Grinyaev Yu.V. *Strukturnye urovni deformacii tverdyh tel* (Structural levels of deformation of solids). Novosibirsk: Nauka, 1985. 229 p.
11. Shur E.A. *Povrezhdeniya rel'sov* (Damage to the rails). Moscow: Intekst, 2012. 225 p.
12. Utevskiy L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* (Diffraction electron microscopy in metallurgy). Moscow: Metallurgiya, 1973. 584 p.
13. Andrews K., Dayson D., Kioun S. *Elektronogrammy i ih interpretatsiya* (Electron diffraction and their interpretation). Moscow: Mir, 1971. 256 p.
14. Hirsh P., Hovi A., Nikolson R. etc. *Elektronnaya mikroskopiya tonkih kristallov* (Electron microscopy of thin crystals). Moscow: Mir, 1968. 574 p.
15. Kurdyumov V.G., Utevskiy L.M., Entin R.I. *Prevraschheniya v zheleze i stali* (Transformation in iron and steel). Moscow: Nauka, 1977. 236 p.

16. Tushinskiy L.I., Bataev A.A., Tihomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaja prochnost' stali* (Pearlite structure and structural strength of steel). Novosibirsk: VO Nauka, 1993. 280 p.
17. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov Ye.V., Gromov V.E. *Zakalennaja konstrukcionnaja stal': struktura i mehanizmy uprochnenija* (Physics and mechanics of drawing and forging). Novokuzneck: izd. SibGIU, 2010. 174 p.
18. Gromov V.E., Kozlov Ye.V., Bazaykin V.I. etc. *Fizika i mehanika volochenija i obyemnoj shtampovki* (Physics and mechanics of drawing and forging). Moscow: Nedra, 1997. 293 p.

Received December 3, 2013

УДК 621.78+615.47

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОРТОДОНТИЧЕСКИХ ДУГ ИЗ ТИТАН-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

С.Н. Милюкина¹, старший преподаватель

В.В. Рубаник², д.т.н., директор

В.В. Рубаник (мл.)^{1,2}, к.ф.-м.н., вед. науч. сотрудник, заведующий кафедрой

В.А. Андреев³, к.т.н., зам. ген. директора по производству и научной работе

¹ Витебский государственный технологический университет (Витебск, Беларусь)

² Институт технической акустики НАН Беларуси (Витебск, Беларусь)

³ ООО Промышленный центр МАТЭК-СПФ (Москва, Россия)

Аннотация. Приведены результаты исследований температурного диапазона реализации прямого и обратного мартенситных превращений в ортодонтических титан-никелевых дугах импортных производителей и титан-никелевой проволоке российского производства в режиме поставки и после термической обработки, применяемой при изготовлении изделий с эффектом памяти формы с целью формирования в материале требуемых характеристик. Обнаружено, что сверхэластичные ортодонтические титан-никелевые дуги разных производителей в режиме поставки значительно различаются по своим функциональным параметрам. Химические составы сверхэластичной и термоактивируемой дуг составляют Ti – 50,9 % Ni и Ti – 50,5 % Ni соответственно. Установлено, что из одной и той же проволоки состава Ti – 55,77 % Ni российского производства (МАТЭК-СПФ) можно изготавливать как сверхэластичные дуги (путем термической обработки при температуре 550 °C в течение 15 мин с последующей закалкой), так и термоактивируемые (применяя термическую обработку при 500 °C в течение 30 мин с закалкой).

Ключевые слова: титан-никелевая проволока, мартенситные превращения, сплавы с памятью формы, сверхэластичные дуги.

E-MAIL: ita@vitebsk.by

В качестве материала основы для изготовления ортодонтических дуг используют нержавеющие стали и титановые сплавы: титан-никелевые (TiNi), титан-никелевые с добавлением меди (TiNiCu), титан-молибденовые (TiMo, так называемые ТМА) и титан-ниобиевые (TiNb) [1]. Однако дуги на основе никелида титана занимают особое положение; в них наиболее ярко выражено проявление эффектов памяти формы [2]. Механизм памяти формы в никелиде титана обусловлен обратимым кристаллографическим термоупругим мартенситным превращением, которое реализуется при изменении температуры (эффект памяти формы (ЭПФ)) или напряжения (эффект сверхупругости), вследствие перехода материала из высокотемпературной аустенитной в низкотемпературную мартенситную фазу (прямой переход) и обратно (обратный переход) [3].

Дуги, изготавливаемые из титан-никелевых сплавов, условно разделяют на два вида: термоактивируемые (мартенситные), работающие на эффекте памяти формы, и сверхэластичные (аустенитные), работающие на эффекте сверхупругости. Всем типам дуг изначально

придают форму, которую они имеют в высокотемпературном состоянии, а затем в охлажденном состоянии их устанавливают, деформируя при этом. Термоактивируемые (ТА) дуги начинают восстанавливать форму при нагреве до определенной температуры, создавая не постоянно действующие усилия, а временные, в то время как сверхэластичные дуги уже при комнатных температурах находятся в аустенитном состоянии и создают постоянные направленные усилия.

Функциональные свойства изделий из никелида титана с эффектом памяти формы определяются, прежде всего, характеристическими температурами материала – температурами начала и окончания прямого и обратного фазовых переходов. В зависимости от значений характеристических температур и ширины температурного гистерезиса в материале в заданном диапазоне температур может проявляться эффект памяти формы или сверхупругость.

В настоящее время активно используют импортные дуги из титан-никелевых сплавов зарубежных производителей (Бразилия, Германия, США), на территории