

ность) контуров наблюдается в объеме стали, содержащем взаимодействующие микродвойники.

Согласно результатам работы [13], можно сделать заключение, что взаимодействие микродвойников приводит к формированию в стали объемов, характеризующихся относительно высокой плотностью и высоким уровнем внутренних полей напряжений, т.е. объемов, потенциально опасных в условиях механического нагружения стали.

Структура, формирующаяся на глубине примерно 10 мкм, отличается от структуры поверхностного слоя лишь в количественном отношении. Отмечено существенное диспергирование фрагментов, формирующихся в зоне взаимодействия микродвойников: размеры фрагментов изменяются в пределах от 50 до 80 нм, что в 2–3 раза меньше размеров фрагментов структуры поверхностного слоя.

В структуре слоя, расположенном на глубине примерно 80 мкм, объемная доля областей с фрагментами в 2,3 раза выше по сравнению со структурой поверхностного слоя. Кроме того, наблюдается увеличение толщины слоя с наноразмерной фрагментированной структурой. Дальнейшая эволюция фрагментированной субструктуры приводит, как отмечено в работах [14, 15], к зарождению очагов вязкого разрушения.

Выводы. Электронно-пучковая обработка, повышающая усталостную долговечность стали 20Х23Н18, приводит при нагружении к образованию взаимодействующих систем микродвойников и фрагментации структуры, неспособной к дальнейшей эволюции. Эти области являются очагами зарождения субмикротрещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.
2. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2002. – 248 с.
3. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Горбунов С.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 5. С. 61 – 69.
4. Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. и др. // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 11. № 1. С. 75 – 82.
5. Громов В.Е., Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Поверхность. 2011. № 10. С. 62 – 67.
6. Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Gromov V.E. // Arab. Journal. Science and Eng. A. 2009. V. 34. № 2. P. 233 – 243.
7. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.
8. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
10. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
11. Эндрюс К., Дайсон Д., Кноун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
12. Воробьев С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 4. С. 51 – 53.
13. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
14. Терентьев В.Ф. // ДАН СССР. 1969. Т. 185. № 2. С. 324 – 326.
15. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

© 2012 г. В.В. Сизов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов,
С.В. Воробьев, С.В. Коновалов
Поступила 7 ноября 2011 г.

УДК 621.77:539.21

**О.Ю. Ефимов¹, Ю.Ф. Иванов², В.Е. Громов³,
А.Б. Юрьев¹, В.В. Пискаленко⁴**

¹ ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»

² Институт сильноточной электроники СО РАН

³ Сибирский государственный индустриальный университет

⁴ Кемеровский государственный университет

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПЛАЗМЕННО УПРОЧНЕННОГО ЧУГУННОГО ВАЛКА*

Плазменная закалка рабочей поверхности калибров чугуновых валков значительно повышает их стойкость при горячей прокатке [1, 2] и улучшает показатели работы станов. Увеличение срока службы прокатных валков

при плазменном упрочнении обусловлено диспергированием структуры поверхностного слоя и образованием закалочных структур [3, 4]. Разработка оптимальных режимов упрочнения должна базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических операциях. Для этого необходимо исследование механизмов и закономерностей формирования и эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в литых чугуновых валках при упрочне-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации Аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» (2009 – 2011 гг.) (проект 2.1.2/ 13482) и гранта РФФИ (проект 10-07-00172-а).

нии и их последующей эксплуатации [5]. Начало этим исследованиям для валков из чугуна марки СПХН положено в работах [3 – 6], где показано, что плазменное упрочнение приводит к формированию на поверхности многослойной структуры, состоящей из зоны оплавления и зоны термического влияния.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен анализ структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры плазменно упрочненного чугуна после прокатки 300 т арматуры.

В качестве материала исследования использованы калибры валка промежуточной клетки № 10 для прокатки арматуры на стане 250 ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат». Калибры валка изготовлены из чугуна марки СПХН, содержащего 3,50 % С, 0,67 % Si, 0,40 % Mn, 0,77 % Cr, 1,50 % Ni (по массе). Как и в работах [1 – 5] поверхностное упрочнение калибров литых чугунных валков проводили на установке плазменной закалки УПН-303 с применением плазматрона прямого действия. В настоящей работе использован режим плазменного упрочнения: рабочий ток 90 А, напряжение дуги 17 В, скорость обработки 2 см/с, диаметр сопла 6 мм. Режим обработки отличался от используемых в работах [1 – 5].

Исследования структуры выполнены методами просвечивающей электронной микроскопии [7 – 9]. Для идентификации фаз применяли дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индицированием микроэлектроннограмм. Скалярную плотность дислокаций измеряли методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций на микрофотографиях.

Метод тонких фольг позволяет проводить анализ структурно-фазового состояния материала практически на любом расстоянии от поверхности воздействия. В приповерхностном объеме валка выявлено присутствие двух слоев: слоя, полученного при оплавлении поверхности валка (зона оплавления), и слоя, полученного при преобразовании структурно-фазового состояния валка в условиях существования твердой фазы (зона термического влияния). После прокат-

ки 300 т арматуры на поверхности калибра толщина оплавленного слоя изменяется в пределах приблизительно 60 – 150 мкм; толщина зоны термического влияния составляет 210 – 250 мкм. В соответствии с этими результатами исследованы структурно-фазовые состояния валка в следующих слоях: в слое, примыкающем к поверхности валка; в слое, расположенном в зоне оплавления (на глубине 30 – 40 мкм); в слое, расположенном на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния (на глубине 60 – 70 мкм); в слое, расположенном в зоне термического влияния (на глубине 130 – 150 мкм).

Структура слоя на поверхности валка. Основной фазой поверхностного слоя валка является феррит, который имеет пластинчатую структуру. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах 500 – 600 нм.

Выявлены участки, содержащие частицы оксида железа Fe_2O_3 и оксикарида железа $\text{Fe}_2\text{O}_2\text{CO}_3$. Частицы оксидной и оксикаридной фаз располагаются областями в объеме зерен феррита либо протяженными прослойками вдоль границ зерен феррита.

Наряду с оксидной и оксикаридной фазами в поверхностном слое выявлены частицы карбида железа двух морфологических разновидностей. Во-первых, наблюдаются частицы цементита пластинчатой формы, располагающиеся параллельными рядами в ферритной матрице. Продольные размеры пластин цементита изменяются в пределах 300 – 400 нм, поперечные размеры – в пределах 50 – 80 нм. Во-вторых, выявлены частицы цементита округлой формы, располагающиеся островками в ферритной матрице. Характерное электронно-микроскопическое изображение такой структуры представлено на рис. 1. Размеры таких частиц цементита изменяются в пределах 20 – 50 нм.

Структура зоны оплавления. В слое, расположенном на глубине 30 – 40 мкм от поверхности обработки, наблюдается двухфазная структура на основе α -железа. Преимущественной морфологией α -фазы являются пластины мартенсита, поперечные размеры которых изменяются в пределах 200 – 450 нм. Характерное изображение пластин приведено на рис. 2. В объеме пластин присутствует дислокационная субструктура в

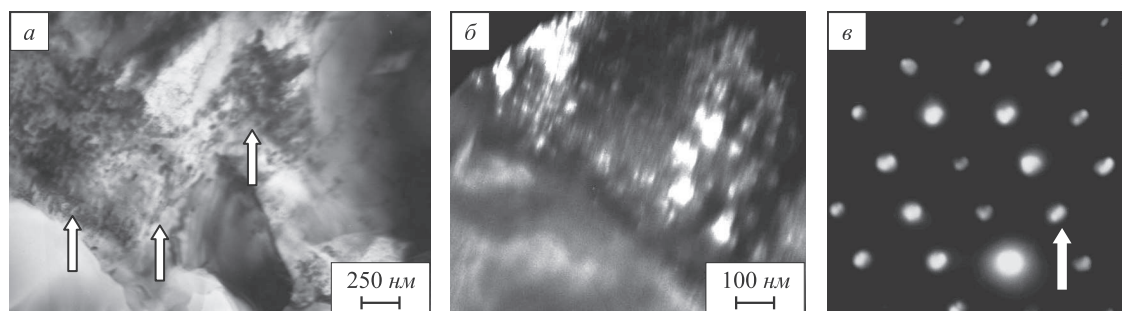


Рис. 1. Зерна феррита с островками наноразмерного цементита, формирующиеся в поверхностном слое валка: а – светопольное изображение (стрелками обозначены частицы цементита); б – темное поле, полученное в рефлексе $[111]\text{Fe}_3\text{C}$; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение)

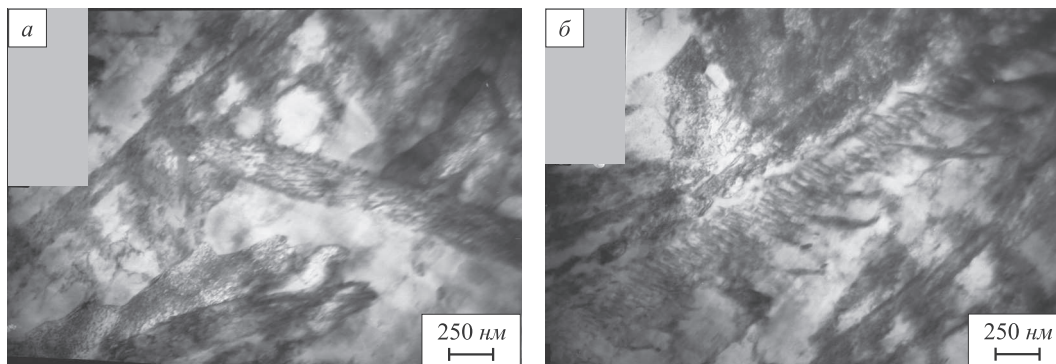


Рис. 2. Характерная структура феррита пластинчатого типа, формирующаяся в слое валка на глубине 30 – 40 мкм

виде хаоса и сеток. Скалярная плотность дислокаций изменяется в пределах $(6 \div 7) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Второй фазой, выявленной в этом слое, является цементит, он имеет форму пластинок и располагается в объеме пластин мартенсита. Продольные и поперечные размеры таких пластинок цементита изменяются в пределах 200 – 500 и 40 – 60 нм соответственно. Цементит также обнаружен вдоль границ пластин мартенсита в виде протяженных прослоек.

По мере удаления от поверхности плазменной обработки наряду с пластинчатой структурой выявляется зеренная. В объеме зерен присутствует дислокационная субструктура преимущественно сетчатого типа, скалярная плотность дислокаций составляет приблизительно $7,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Вдоль границ зерен и пластин обнаруживаются области с фрагментированной субструктурой. В объеме зерен, в объеме и вдоль границ пластин феррита выявляются частицы цементита пластинчатой и сферической формы.

Структура слоя, расположенного на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния. В слое, расположенном на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния, выявлена многофазная структура, основной фазой которой является α -железо нескольких морфологических разновидностей, реализация которых обусловлена механизмом полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Во-первых, α -фаза присутствует в виде пластин (пластинчатый мартенсит), поперечные размеры которых изменяются в пределах от единиц микрометра до сотен нанометров. В объеме пластин выявляется дислокационная субструктура в виде сеток; скалярная плотность дислокаций достигает приблизительно $6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Пластины содержат частицы цементита, которые располагаются как в объеме пластин, так и на их границах. Частицы цементита имеют преимущественно округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 10 – 25 нм. Очевидно, что такой морфологический тип α -фазы сформирован в результате сдвигового механизма превращения. Следовательно, температура материала в этом слое превышала температуру полиморфного превращения. Присутствие частиц цемен-

тита в пластинах мартенсита обусловлено «самоотпуском» структуры (отпуском под действием остаточного тепла).

Во-вторых, наблюдается структура α -фазы зеренного типа. В объеме зерен присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. Скалярная плотность дислокаций составляет $2,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Зерна содержат выделения цементита дендритоподобного (рис. 3, а, б, в) и пластинчатого (рис. 3, г) типов.

В-третьих, наблюдается пластинчатая структура (рис. 4). В объеме пластин наблюдаются выделения цементита. По морфологическому признаку (пластины) и по взаимному расположению и форме частиц цементита (частицы имеют форму пластинок и расположены под углом примерно 30° к продольной оси пластины), эту структуру можно отнести к бейнитной [8].

В-четвертых, присутствуют зерна перлита пластинчатой морфологии (рис. 5), в которых пластины цементита чередуются с пластинами феррита. Очевидно, что данный тип структуры сформирован в результате диффузионного механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Пластины цементита и пластины феррита дефектны. Пластины феррита содержат дислокационную субструктуру в виде хаоса и сеток (рис. 5, а). Скалярная плотность дислокаций $1,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Пластины цементита дислокаций практически не содержат, дефектность пластин цементита заключается в их фрагментации. Размеры фрагментов изменяются в пределах 100 – 150 нм. Анализ микроэлектроннограмм, полученных с зерен перлита, показывает, что фрагменты разориентированы. Азимутальная составляющая угла полной разориентации, определенная по размытию рефлексов [8, 9], изменяется в пределах $5 - 9^\circ$.

Структура слоя термического влияния. Микроструктура зоны термического влияния состоит из мартенсита, остаточного аустенита и ледебурита (перлитокарбидная эвтектика).

На рис. 6 приведены характерные электронно-микроскопические изображения структуры пластинчатого мартенсита. Индицирование микроэлектроннограммы (рис. 6, в), полученной с данного участка фольги, дает основание заключить, что наряду с мартенситом в

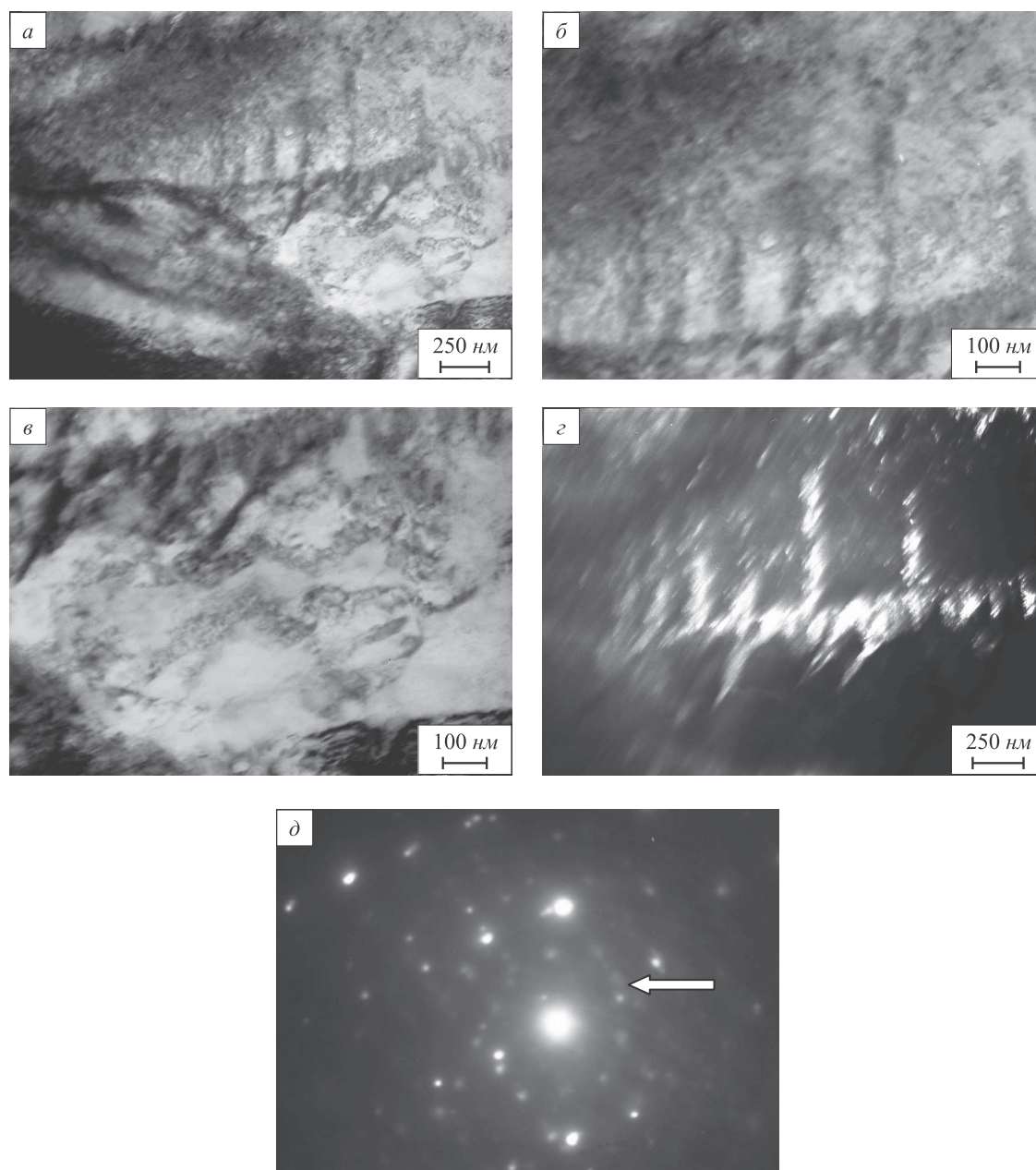


Рис. 3. Феррито-цементитная структура пластинчатого типа, формирующаяся в слое валька на глубине 60 – 70 мкм: *a* – *в* – светлопольные изображения; *г* – темное поле, полученное в близкорасположенных рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$ и $[320]\text{Fe}_3\text{C}$; *д* – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

структуре материала присутствует и остаточный аустенит. Остаточный аустенит располагается в виде протяженных прослоек вдоль границ пластинчатого мартенсита и отчетливо выявляется методами темнопольного анализа (рис. 6, б).

В объеме пластин мартенсита присутствует дислокационная субструктура в виде сеток. Скалярная плотность дислокаций составляет примерно 10^{11} см^{-2} , что характерно для мартенситной структуры закаленной стали. В объеме кристаллов мартенсита присутствуют частицы карбида железа (цементит). Частицы цементита имеют округлую форму, размеры частиц составляют приблизительно 20 нм.

Цементит в исследуемом слое чугуна выявляется и в виде включений субмикронных размеров (поперечные и продольные размеры составляют 0,3 – 0,6 и 1,0 – 2,5 мкм соответственно), располагающихся вдоль границ и в стыках границ зерен феррита.

Выводы. Методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг выполнены послойные исследования фазового состава и дефектной субструктуры плазменно упрочненного чугунового валька после прокатки 300 т арматуры. Проанализировано состояние материала на поверхности; в слое плазменного оплавления; в слое, расположенном на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния (на глубине

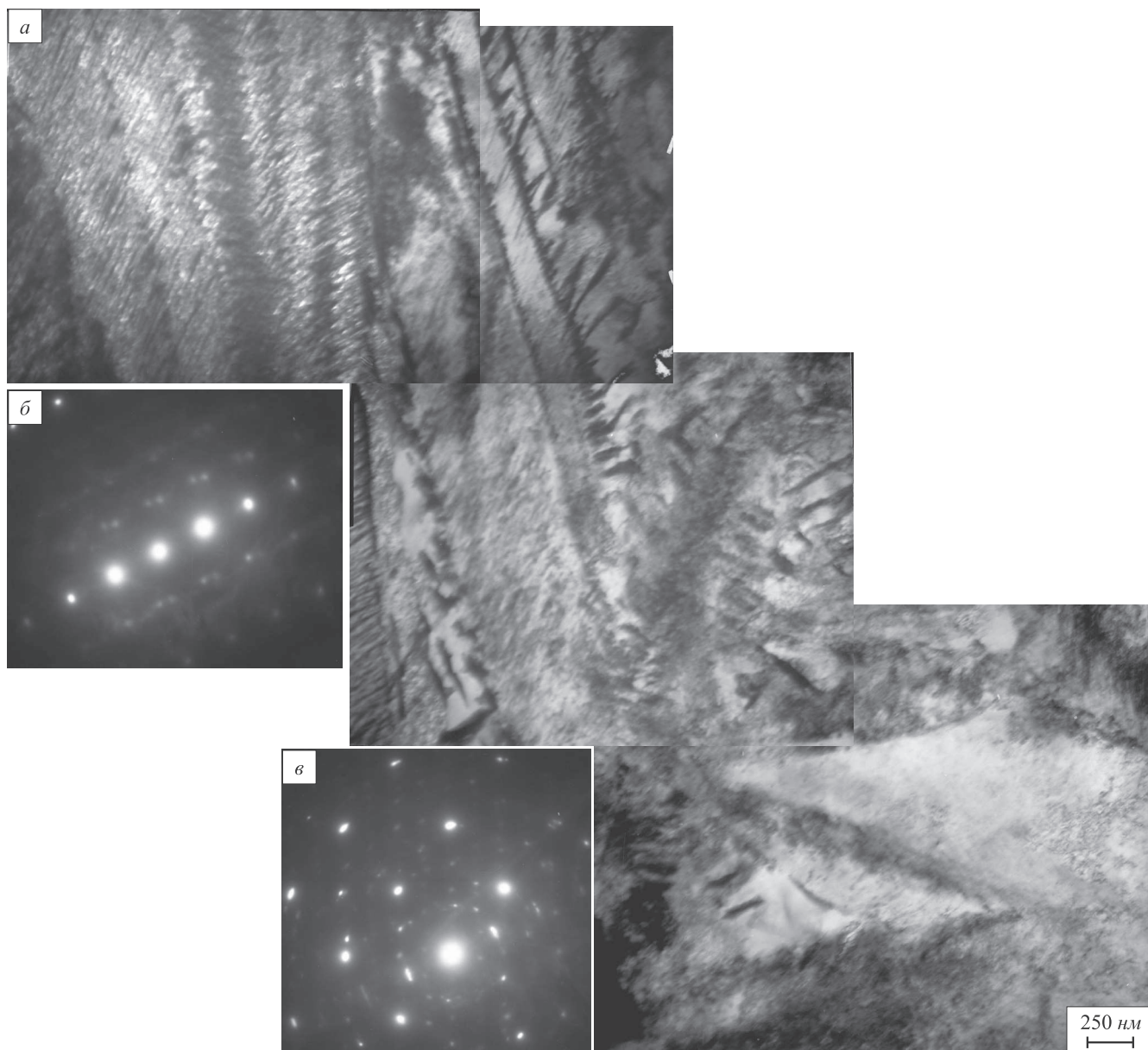


Рис. 4. Бейнитная структура, формирующаяся в слое валка на глубине 60 – 70 мкм:
a – светопольное изображение; *б, в* – микроэлектроннограмма

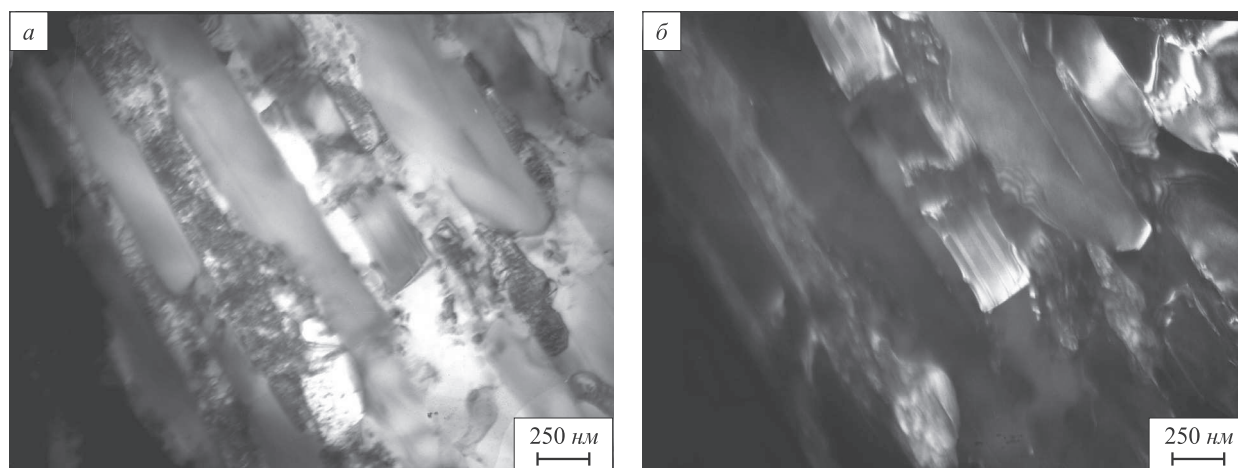


Рис. 5. Перлитная структура пластинчатого типа, формирующаяся в слое валка на глубине 60 – 70 мкм:
a – светопольное изображение; *б* – темное поле, полученное в близкорасположенных рефlekсах $[110]\alpha\text{-Fe} + [201]\text{Fe}_3\text{C}$

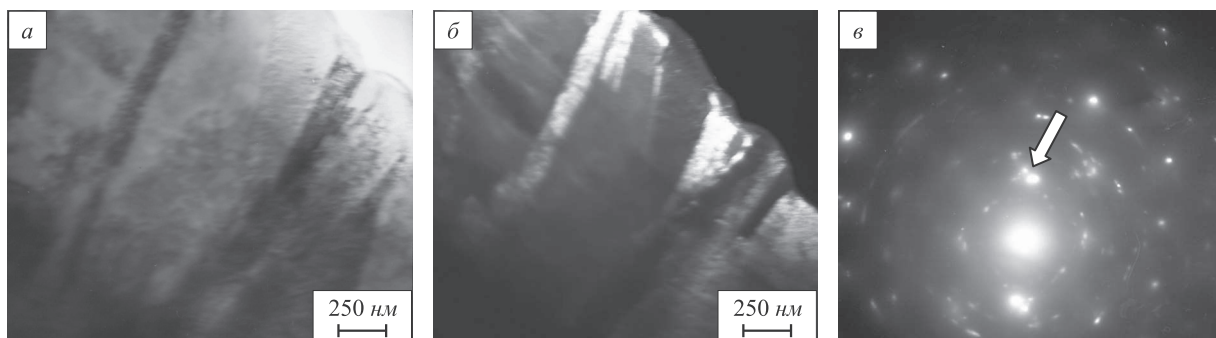


Рис. 6. Мартенситная структура, формирующаяся в слое вала на глубине 130 – 150 мкм:
а – светлоспольное изображение; *б* – темное поле, полученное в близкорасположенных рефlekсах $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\gamma\text{-Fe}$;
в – микроэлектронграмма

60 – 70 мкм); в слое, расположенном в зоне термического влияния (на глубине 130 – 150 мкм). Основными фазами поверхностного слоя и зоны оплавления являются α -фаза (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) и карбид железа (цементит), дополнительными фазами являются оксиды и оксикариды железа. Размеры частиц цементита изменяются от десятков до сотен нанометров; форма частиц – пластинки, сфероиды и протяженные прослойки, расположенные вдоль границ α -фазы. В слое, разделяющем зоны оплавления и термического влияния, выявлено присутствие зерен феррита, мартенсита пластинчатой морфологии, перлита пластинчатой морфологии с высоким уровнем дефектности пластин цементита. В слое термического влияния кроме описанных фаз выявлено присутствие остаточного аустенита, расположенного в структуре пластинчатого мартенсита, и частиц цементита субмикронных размеров (поперечные и продольные размеры 0,3 – 0,6 и 1,0 – 2,5 мкм соответственно).

Выражаем благодарность Е.Г. Белову и В.Я. Чинкалову за помощь в проведении промышленных экспериментов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Плазменное упрочнение высокоуглеродистых сплавов: физическая природа и технология / О.Ю. Ефимов, А.Б. Юрьев, В.Е. Громов и др. – Новокузнецк: Изд-во «НПК», 2009. – 223 с.
2. Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технологии производства упрочненной стальной арматуры и чугуновых валков. – Новокузнецк: Изд-во «НПК», 2008. – 300 с.
3. Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 4. С. 34 – 36.
4. Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 35 – 37.
5. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугуновых валков / В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, В.Б. Костерев и др. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 205 с.
6. Ефимов О.Ю., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 2. С. 60 – 63.
7. Электронная микроскопия в металловедении. Справ. изд. / А.В. Смирнова, Г.А. Кокрин, С.М. Полонская и др. – М: Металлургия, 1985. – 192 с.
8. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
9. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

© 2012 г. О.Ю. Ефимов, Ю.Ф. Иванов,
 В.Е. Громов, А.Б. Юрьев, В.В. Пискаленко
 Поступила 24 июня 2011 г.