

*В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов², О.Ю. Ефимов³,
Г. Танз⁴, В.Я Целлермаер¹*

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН

³ ОАО «Евраз – объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

⁴ Институт перспективных материалов университета Циньхуа

ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ В КАНАЛАХ ТРЕЩИН ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПЛАЗМЕННО УПРОЧНЕННЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ*

Одна из важных проблем повышения эффективности прокатного передела заключается в улучшении эксплуатационной стойкости чугунных прокатных валков [1 – 3]. Обеспечивающее значительное повышение технико-экономических показателей работы станов решение этой задачи связывают с упрочнением поверхности концентрированными потоками энергии, и в первую очередь, путем плазменной обработки [4, 5]. При этом стойкость валков может возрастать в 1,3 – 1,7 раза [1 – 3]. Управление процессом повышения стойкости валков и разработка оптимальных режимов упрочнения должны учитывать как формирование структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры в калибрах валков при плазменной закалке, так и их эволюцию при дальнейшей эксплуатации. Такие исследования методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведены в работах [4 – 7].

В настоящей работе проанализированы структурно-фазовые состояния, которые формируются в каналах трещин, возникающих в поверхностных слоях чугунных валков при эксплуатации.

В качестве материала исследований использовали калибры плазменно упрочненного валка из чугуна марки СПХН, содержащего 3,75 % С, 0,66 % Si, 0,46 % Mn, 0,83 % Cr, 1,60 % Ni, и калибры валка после прокатки на нем 300 т арматуры диам. 12 мм. Поверхностное упрочнение валков проводили (как и в работах [1 – 7]) на установке УПН-303 с применением плазматрона прямого действия с диам. сопла 6 мм, расход плазмобразующего газа (аргона) составлял 1,5 м³/ч, защитного газа (азота) 3,5 м³/ч. Рабочий ток составлял 90 А, напряжение дуги 17 В, скорость обработки 2 см/с. Процесс обработки заключался в высокотемпературном нагреве участка поверхности калибра (анодного пятна) и интенсивном его охлаждении

со скоростями, обеспечивающими образование закалочных структур [4 – 7].

Структурно-фазовое состояние упрочненного слоя и основного материала анализировали методами просвечивающей (ПЭМ) (микроскоп ЭМ-125) и сканирующей (СЭМ) (микроскоп «SEM 515 Philips») электронной микроскопии [8 – 10]. Для идентификации фаз проводили дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индентифицированием микроэлектронограмм.

Исследования структуры поперечного излома валка методами СЭМ и послойной ПЭМ тонких фольг выявили, как и в работах [1 – 3], присутствие в приповерхностном объеме валка двух слоев – слоя толщиной приблизительно 100 мкм, полученного при оплавлении поверхности (зона оплавления), и слоя толщиной приблизительно 300 мкм, полученного в результате преобразования структурно-фазового состояния в условиях существования твердой фазы (зона термического влияния). После прокатки 300 т арматуры толщина зоны оплавления снижается приблизительно до 75 мкм, толщина зоны термического влияния уменьшается приблизительно до 250 мкм. Рельеф поверхности содержит несплошности (выбоины) и трещины, которые разбивают упрочненную поверхность на отдельные фрагменты.

Особое внимание уделено исследованию структурно-фазового состояния, формирующегося в «канале трещины», так как при подготовке фольг каналы распространения трещин практически всегда расползываются, что не позволяет провести достоверный анализ этого объема материала. Следует отметить, что подобный анализ структуры канала трещины проводится весьма редко, что сопряжено с большими трудностями выполнения подобных прицельных исследований [11, 12]. Поэтому в настоящей работе использован метод экстрактивных реплик.

На рис. 1 и 2 приведены характерные изображения структуры, формирующейся в объеме трещины. Отчетливо видно, что структура материала имеет два

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

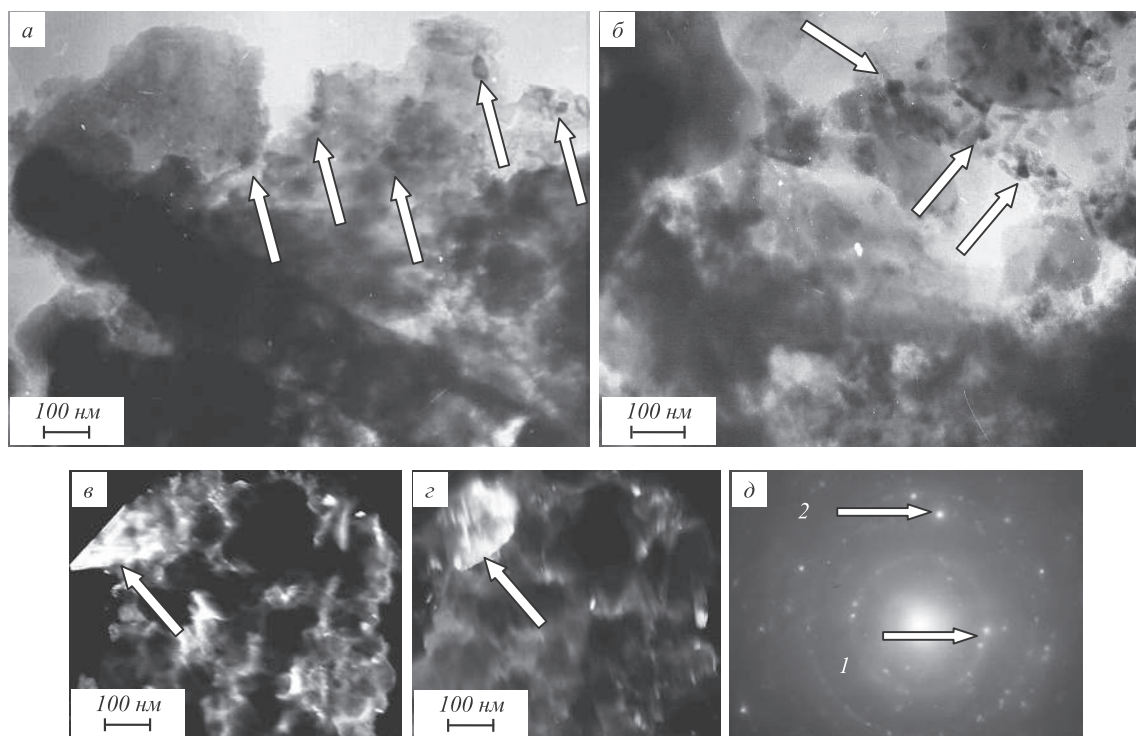


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры трещины:
a, б – светлопольные изображения; *в, з* – темные поля, полученные в рефлексах $[113]$ и $[128] \text{FeCO}_3$; *д* – микроэлектроннограмма (стрелками *1* и *2* указаны рефлексы, в которых получены темнопольные изображения поз. *в* и *з*). На поз. *a* и *б* стрелками указаны частицы оксикарида железа; на поз. *в* и *з* – зерна $\alpha\text{-Fe}$

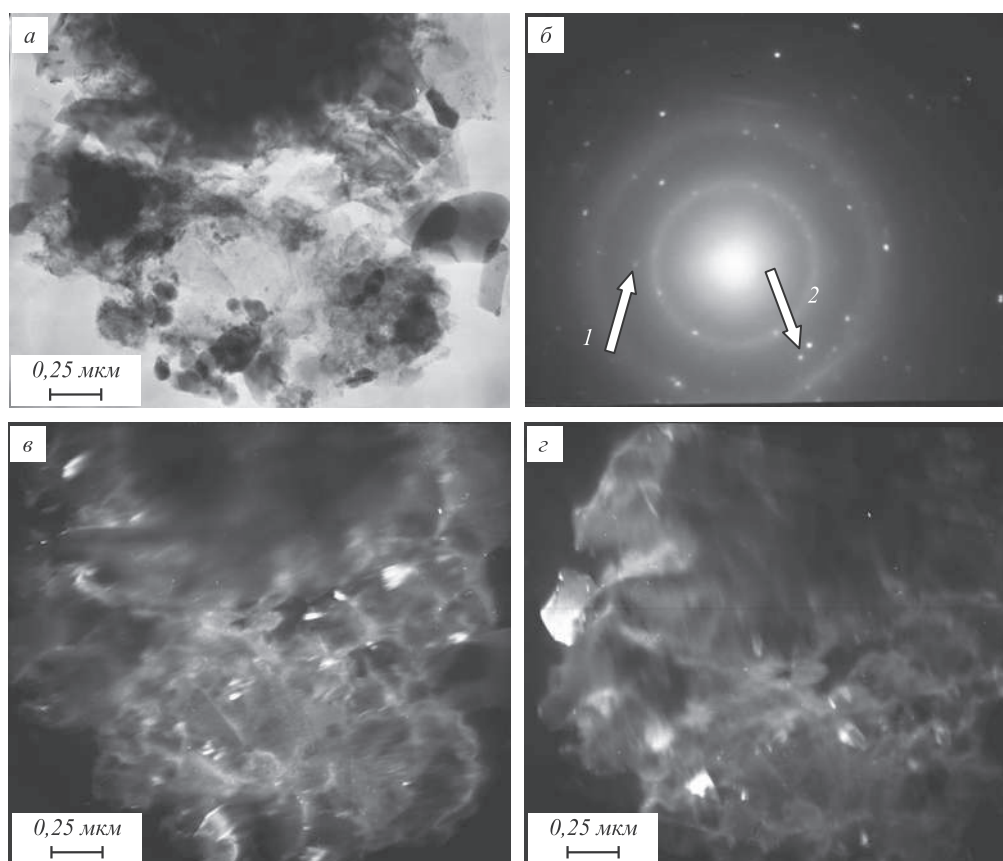


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры трещины:
a – светлопольное изображение; *б* – микроэлектроннограмма (стрелками *1* и *2* указаны рефлексы, в которых получены темнопольные изображения поз. *в* и *з*); *в* и *з* – темные поля, полученные в рефлексах $[116] \text{Fe}_2\text{O}_3$ и $[112] \alpha\text{-Fe} + [306] \text{Fe}_2\text{O}_3$

масштабных уровня – практически равноосные образования, размеры которых изменяются в пределах 300 – 400 нм, и образования, размеры которых изменяются в пределах 50 – 100 нм. Темнопольный анализ с последующим индентированием микроэлектрограмм позволяет утверждать, что образования субмикронных размеров являются зернами α -железа, образования нанометрового масштабного уровня являются частицами оксида железа Fe_2O_3 и оксикарида железа FeCO_3 . Следовательно, формирование и распространение трещин при эксплуатации вала сопровождается проникновением в объем материала кислорода.

Выводы. Выполненные исследования дают основание заключить, что структура канала распространения трещины многофазна и сформирована блоками (фрагментами) α -фазы (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа), имеющими субмикронные размеры. По границам блоков железа располагаются частицы оксидов и оксикаридов железа, средние размеры которых изменяются в наномасштабном диапазоне.

Выражаем благодарность Е.Г. Белову и В.Я. Чинокалову за помощь в проведении промышленных испытаний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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.

2. 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.
3. Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технологии производства упрочненной стальной арматуры и чугуновых валков. – Новокузнецк: Изд-во «НПК», 2008. – 300 с.
4. Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я. и др. // Сталь. 2005. № 6. С. 89 – 91.
5. Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2009. № 1. С. 101 – 108.
6. Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. № 2. С. 37 – 45.
7. Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 2. С. 97 – 105.
8. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
9. Энгеле Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
10. Вудраф Д., Делчар Т. Современные методы исследования поверхности / Пер. с англ. – М.: Мир, 1989. – 564 с.
11. Металлография железа / Н. Лямбер, Т. Греди, Л. Хабракен и др. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
12. Электронная микроскопия в металловедении / А.В. Смирнова, Г.А. Кокрин, С.М. Полонская и др. – М.: Металлургия, 1985. – 192 с.

© 2012 г. В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, О.Ю. Ефимов, Г. Танг, В.Я. Целлермаер

Поступила 1 сентября 2011 г.

УДК 621.791

**С.Б. Сапожков¹, Н.А. Козырев², П.Д. Соколов²,
В.В. Ерастов², Э.Я. Живаго²,**

¹Юргинский технологический институт – филиал Томского политехнического университета

²Сибирский государственный индустриальный университет

ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ПРИ СВАРКЕ В СРЕДЕ УГЛЕКИСЛОГО ГАЗА

В настоящее время широко распространена ручная дуговая сварка в защитном газе. Существенным недостатком сварки в среде углекислого газа является повышенное разбрызгивание металла и связанное с ним набрызгивание на поверхности свариваемых изделий, сборочно-сварочных приспособлений и деталей сварочной аппаратуры, что приводит к увеличению трудоемкости операций очистки этих поверхностей от брызг расплавленного металла на 30 – 40 %, увеличению расхода виброинструмента и энергии. Забрызгивание газоподводящего сопла горелки ухудшает защиту зоны сварки и приводит к образованию пор в металле шва, вызывает дополнительный нагрев деталей сварочных горелок, что сопровождается преждевременным выходом из строя сопел, изоляционных втулок и токоподводящих нако-

нечников. Основными направлениями борьбы с этими негативными явлениями являются выбор оптимальных режимов сварки в углекислом газе, при которых разбрызгивание минимальное; создание систем, обеспечивающих управление переносом электродного металла; разработка сварочных материалов, стабилизирующих горение дуги и влияющих на перенос электродного металла; использование различных смесей газов.

Еще одно направление борьбы с негативными явлениями – предотвращение последствий разбрызгивания (набрызгивания). Уменьшение набрызгивания обеспечивается тем, что поверхность металла, подлежащего сварке, покрывается защитным слоем в виде раствора веществ (защитным покрытием), высыхающем до сварки и препятствующем прилипанию брызг к основному металлу.