

УДК 621.77:539.21

**О.Ю. Ефимов², В.Е. Громов², Ю.Ф. Иванов¹,
В.Я. Чинокалов³, В.И. Базайкин¹**

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»

³ Институт сильноточной электроники СО РАН

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ УПРОЧНЕННОГО ЧУГУННОГО ВАЛКА ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ КЛЕТИ МЕЛКОСОРТНОГО СТАНА 250¹

Решение задачи повышения стойкости прокатных валков, во многом определяющей эффективность металлургического производства, диктуется как требованиями практики, так и научной важностью проблемы [1, 2]. Одно из перспективных направлений ее решения связано с плазменным поверхностным упрочнением, обеспечивающим увеличение стойкости валков до 60 % [3]. Ранее методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ структурно-фазовых состояний калибров валков из чугуна марки СПХН в исходном состоянии, после горячей прокатки арматуры и плазменного упрочнения [4, 5].

В настоящей работе проанализирована структура поверхностного слоя и строение излома валка, подвергнутого предварительному плазменному упрочнению и последующей прокатке арматуры.

В качестве материала исследования использованы фрагменты валка промежуточной клети № 10 из чугуна марки СПХН для прокатки арматуры на стане 250 ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат». Результаты химического анализа материала валка (по массе): 3,49 % C; 0,67 % Si; 0,40 % Mn; 0,026 % S; 0,154 % P; 0,77 % Cr; 1,50 % Ni; 0,05 % Cu; 0,082 % V; 0,022 % Ti. Исследования проведены методом фотоэлектрического спектрального анализа по ГОСТ 27611–88, НДП 02.02.188 – 2008. Массовую долю углерода определяли кулонометрическим методом.

Режим плазменного упрочнения: $I = 90 \text{ A}$, $U_{\text{дуги}} = 17 \text{ В}$, $v = 2 \text{ см/с}$, $d_c = 6 \text{ мм}$, где I , $U_{\text{дуги}}$, v , d_c – рабочий ток, напряжение дуги, скорость обработки и диаметр сопла. Металлографические исследования шлифов проводили на микроскопе «Axiovert 40MAT». Образцы вырезали из рабочей зоны калибра литьих валков, поверхность которых подвергали плазменному упрочнению. Количество арматуры, прокатанной на исследуемом валке, составляло 30 – 300 т. Рентгеноструктурный анализ выполняли с использованием кобальтового k_{α} -излучения

на дифрактометре «ДРОН-7». Диапазон углов 2θ между первичным и дифрагированным пучками изменяли от 20 до 160° при скорости перемещения счетчика излучения $2^\circ/\text{мин}$. Структуру поверхностей разрушения и нагружения валка изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа «LEO EVO50» [6].

Исследование структуры поверхности травленого шлифа показало, что по степени плазменного воздействия поверхностный слой валка можно разделить на две зоны: оплавления и термического влияния (рис. 1, *a*). Структура осевой зоны (литой чугун) представлена на рис. 1, *б*. Ана-

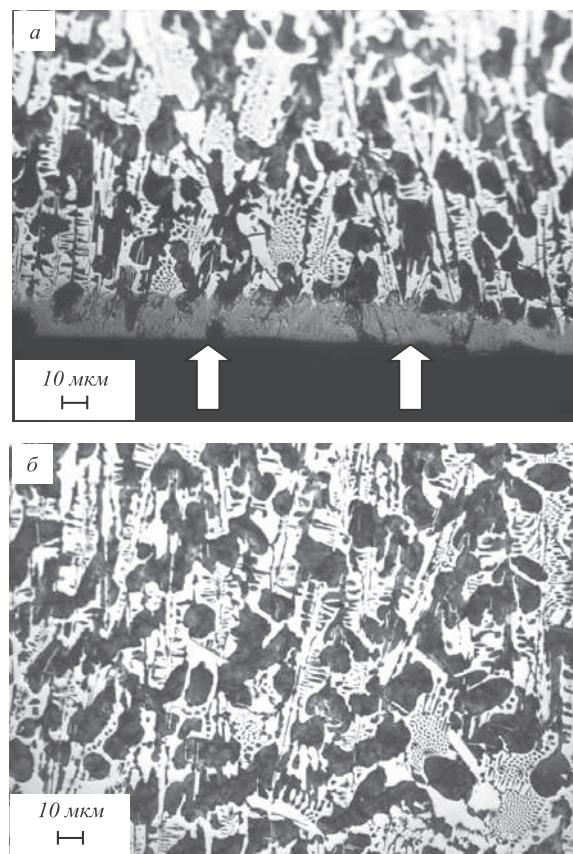


Рис. 1. Микроструктура поверхности валка, подвергнутого плазменному упрочнению и эксплуатации на прокатном стане после прокатки 300 т арматуры:

а – поверхностный слой (стрелками указаны поверхность плазменной обработки); *б* – осевая зона

¹ 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).

лиз представленных характерных изображений шлифа показывает, что микроструктура зоны оплавления состоит из мелкодисперсного ледебурита. Микроструктура зоны термического влияния состоит из мартенсита, остаточно-го аустенита и ледебурита (рис. 1, *a*).

Микроструктура осевой зоны состоит из пластинчатого перлита, участков ледебурита и пластинчатого графита (рис. 1, *б*). После прокатки 300 т арматуры на поверхности калибра толщина оплавленного слоя составляет 62,5 – 150,0 мкм; толщина зоны термического влияния 210 – 250 мкм. Для сравнения, после прокатки 30 т арматуры на поверхности калибра толщина оплавленного слоя составляла 150 – 440 мкм; толщина зоны термического влияния 87 – 125 мкм, а после прокатки 100 т 100 – 340 и 150 – 230 мкм соответственно.

Результаты рентгеноструктурного анализа поверхностного слоя плазменно упрочненного валка представлены на рис. 2.

Структурные характеристики (параметры кристаллической решетки (a, b, c), размер D областей когерентного рассеяния, относительная деформация (микродеформация) $\Delta d/d$ кристаллической решетки, объемная доля δ фаз) поверхностного слоя плазменно упрочненного валка после прокатки 300 т арматуры приведены в таблице.

Принимая во внимание, что толщина анализируемого слоя не превышала 10 мкм, можно сказать, что полученные результаты характеризуют структуру оплавленного слоя после эксплуатации на прокатном стане. Выполненные исследования показали, что основной фазой исследуемого слоя является α -железо (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа). Параметр решетки α -железа близок к параметру отожженного железа, что может означать отсутствие в кристаллической решетке углерода.

Второй фазой исследуемого состояния является карбид железа – цементит, объемная доля которого составляет 0,39. Согласно диаграмме состояния железо-углерод [7] такой объемной доле цементита соответствует содержание углерода примерно 2,7 % (по массе). Третьей по величине объемной доли фазой в исследуемом материале является аустенит (0,1). Параметр решетки аустенита больше параметра решетки аустенита железа при отсутствии легирующих элементов [8]. Предполагая, что увеличение параметра решетки аустенита свя-

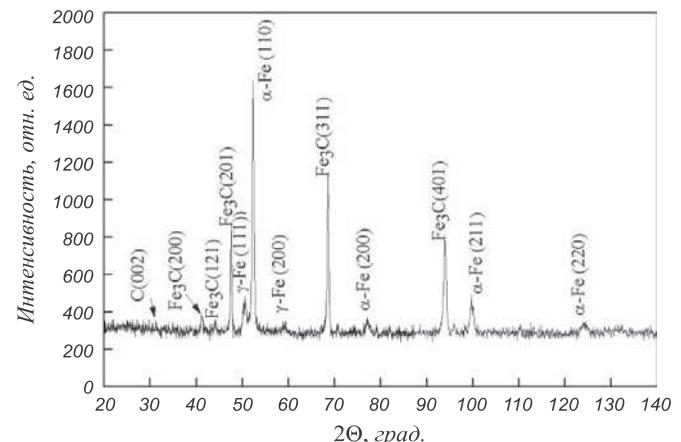


Рис. 2. Участок рентгенограммы плазменно упрочненного чугунного валка после прокатки 300 т арматуры

зано с наличием в его кристаллической решетке углерода, оценим его концентрацию по выражению [9]

$$\Delta C(\gamma) = 22,7 \Delta V(\gamma)(\alpha - \alpha_0),$$

где $\Delta V(\gamma)$ – объемная доля γ -фазы; α – текущий параметр γ -фазы; $\alpha_0 = 0,3555$ нм.

Выполненные с учетом этого выражения оценки показали, что концентрация углерода, сосредоточенного в кристаллической решетке аустенита, составляет 0,013 % (по массе). Остальной углерод (1,187 %) формирует включения графита, который также обнаруживается методами рентгеноструктурного анализа (рис. 2).

Структуру, формирующуюся на рабочей поверхности, и структуру поверхности, образующуюся при хрупком разрушении валка прокатного стана, изъятого из эксплуатации после прокатки 300 т арматуры, анализировали методами сканирующей электронной микроскопии. Выполненные исследования показали, что после прокатки 300 т арматуры на рабочей поверхности формируется структура, характеризующаяся большим количеством выбоин (рис. 3, *а, б*). Выбоины в отдельных случаях простираются на всю толщину модифицированного слоя (рис. 3, *в*). На поверхности выбоины выявлены образования глобуллярной формы (рис. 3, *г*).

Структура поперечного излома валка после прокатки 300 т арматуры приведена на рис. 4. По характеру из-

Структурные характеристики плазменно упрочненного валка

Тип фазы	a, b, c	D , нм	$\Delta d/d$	$\delta, \%$	Структура
α -Fe	$0,28643 \pm 0,0005$	40	$0,0020 \pm 0,0005$	49 – 51	Im3m
γ -Fe	$0,36125 \pm 0,0005$	–	–	10	Fm3m
Fe_3C	$a = 0,509050$ $b = 0,67015$ $c = 0,45429$	90	$0,0018 \pm 0,0005$	39	Pnma
C (графит)	$a = 0,24560$ $b = 0,24560$ $c = 0,66960$	–	–	1 – 2	P6 ₃ mmc

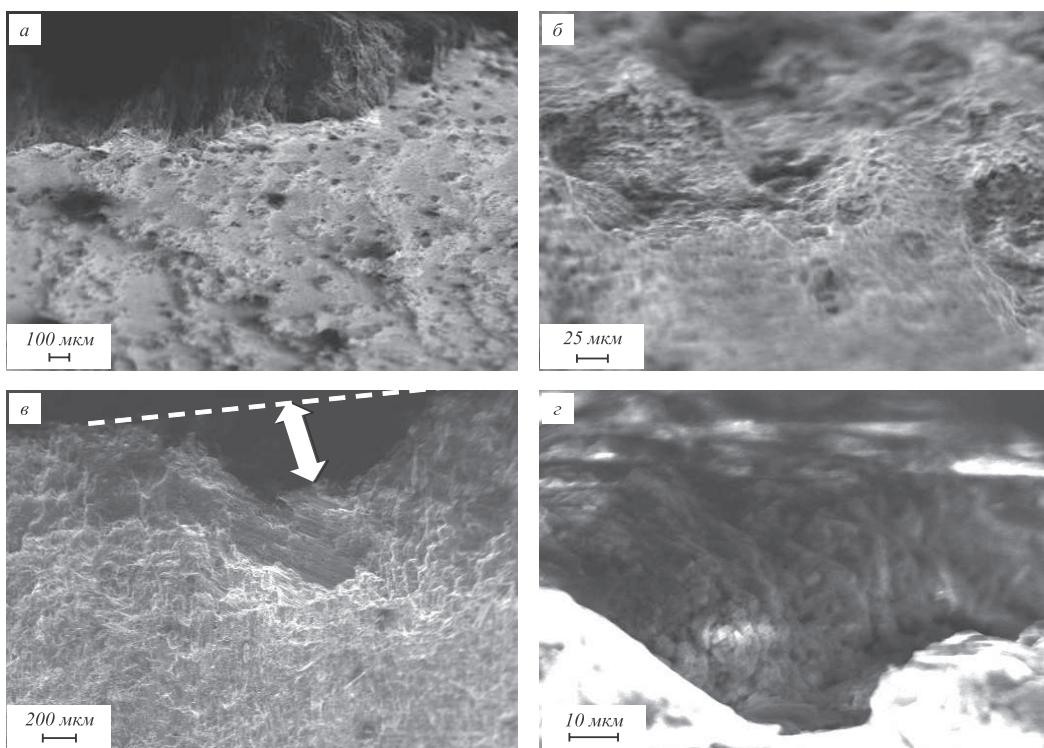


Рис. 3. Структура рабочей поверхности валка после прокатки 300 т арматуры
(стрелкой обозначено углубление на рабочей поверхности валка)

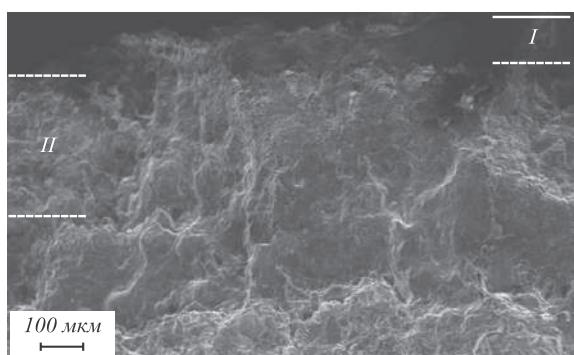


Рис. 4. Структура поперечного излома валка:
I – слой, оплавленный при плазменном упрочнении; II – слой термического влияния

лома можно выделить поверхностный слой I толщиной приблизительно 100 мкм, формирующийся в результате плазменного упрочнения (соответствует данным, полученным при анализе структуры травленого шлифа), и переходный слой II (слой термического влияния), толщина которого составляет 250 – 300 мкм.

Поверхность излома слоя, формирующегося при плазменном упрочнении валка, имеет ярко выраженную столбчатую структуру (рис. 5). Толщина столбиков изменяется в пределах 300 – 500 нм (рис. 5, ε). Столбики ориентированы перпендикулярно поверхности валка, т.е. соответственно направлению теплоотвода. Вторым характерным элементом поверхности разрушения слоя плазменного упрочнения валка являются глобулы (рис. 5, ε). Размер глобул изменяется в пределах 0,3 – 3,0 мкм.

Очевидно, глобулы являются фрагментами разрушения столбчатой структуры поверхностного слоя валка.

Структура излома зоны термического влияния (рис. 6, а) и объема валка, находящегося на расстоянии приблизительно 4 мм от рабочей поверхности валка (рис. 6, б), характеризуется наличием чашечек округлой формы, имеющих рельеф, и гладких областей. Такой тип рельефа позволяет говорить о хрупко-вязком характере разрушения материала [6, 10]. В слое термического влияния размеры чашечек вязкого излома изменяются в пределах 5 – 10 мкм; относительное содержание областей хрупкого разрушения составляет 3 – 5 %. За пределами зоны термического влияния (в слое, расположеннем на глубине приблизительно 4 мм) размеры чашечек вязкого излома изменяются практически в вышеобозначенных пределах (5 – 10 мкм), однако относительное содержание областей хрупкого разрушения увеличивается до 10 – 15 % (рис. 6, б). Размеры областей хрупкого излома изменяются в весьма широких (5 – 50 мкм) пределах. Наличие таких крупных элементов делает рельеф разрушения этой области валка сравнительно грубым.

Выходы. Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава и поверхности разрушения плазменно упрочненного валка из чугуна марки СПХН после прокатки 30 – 300 т арматуры на стане 250. Вследствие плазменной обработки валок приобретает многослойное строение. Толщина поверхностного слоя (слой плазменного оплавления), имеющего столбчатую структуру, ориентированную по направлению теплоотвода, умень-

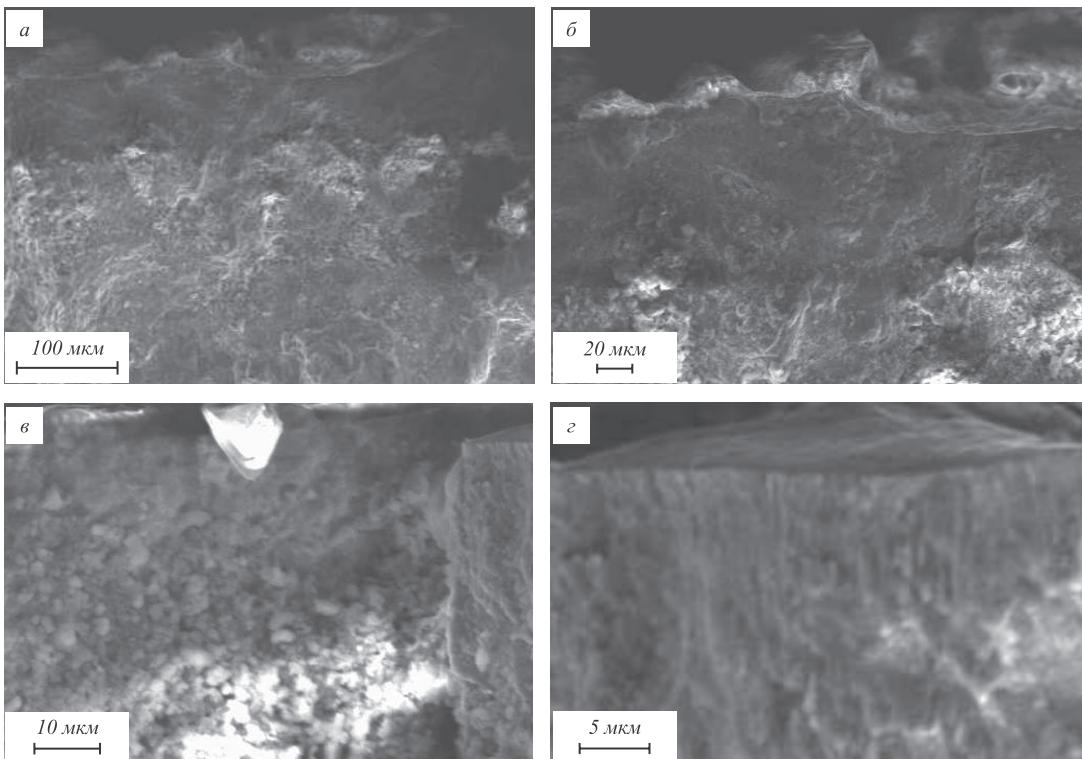
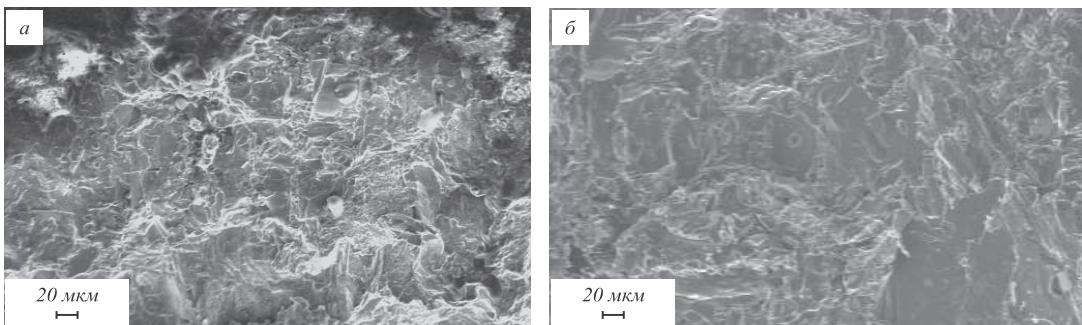


Рис. 5. Структура поперечного излома валка (слой плазменного упрочнения)

Рис. 6. Структура поперечного излома валка:
а – слой термического влияния; б – слой на глубине 4 мм от поверхности

шается с увеличением объема прокатанной арматуры. Прокатка 300 т арматуры приводит к разрушению части слоя плазменного упрочнения путем образования вырывов металла различной формы и глубины. Разрушение материала зоны термического влияния осуществляется по вязкому механизму; разрушение более глубоких слоев материала протекает по хрупко-вязкому механизму.

Выражаем благодарность Е.Г. Белову за помощь в проведении промышленных испытаний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугунных валков / В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, В.Б. Костерев и др. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 205 с.
- 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.
- Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технологии производства упрочненной стальной арматуры и чугунных валков. – Новокузнецк: Изд-во «НПК», 2008. – 300 с.
- Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 4. С. 34 – 36.
- Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 35 – 37.
- Фрактография и атлас фрактограмм. Справочное издание. Пер. с англ. / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 490 с.
- Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1978. – 648 с.
- Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
- Ridley N., Stuart H., Zwell L. // Trans. Met. Soc. AIME. 1969. V. 246. № 8. P. 1834 – 1836.
- Энгеле Л., Клингеле Г. Растворная электронная микроскопия. Разрушение: Справочное издание. Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.

© 2012 г. О.Ю. Ефимов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов,
В.Я. Чинокалов, В.И. Базайкин
Поступила 13 мая 2011 г.