

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС ПОСЛЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ НАПЛАВКИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ

Л.И. МАРКАШОВА, В.Д. ПОЗНЯКОВ, А.А. ГАЙВОРОНСКИЙ, Е.Н. БЕРДНИКОВА, Т.А. АЛЕКСЕЕНКО  
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены исследования влияния состава наплавочных материалов при восстановлении железнодорожных колес из стали марки 2 на структуру и фазовый состав наплавленного металла по зонам наплавки (поверхность, линия сплавления, ЗТВ). На основе полученной информации на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) проведены аналитические оценки влияния параметров формирующихся структур на механические свойства  $\sigma_{0,2}$ ,  $K_{1c}$  железнодорожных колес, восстановленных наплавкой, до и после эксплуатации. Изучена роль структурных факторов в изменении уровня локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  — источников трещинообразования в приповерхностных слоях наплавленного металла. Установлено, что наплавочные материалы бейнитного и бейнитно-мартенситного классов, обеспечивают высокие показатели механических свойств и трещиностойкость железнодорожных колес после восстановительного ремонта и эксплуатации. Библиогр. 9, табл. 1, рис. 5.

*Ключевые слова:* наплавка, железнодорожные колеса, наплавленный металл, зона термического влияния, структура, фазовый состав, механические свойства, трещиностойкость

На сегодняшний день вопрос повышения эксплуатационной надежности и долговечности машин, механизмов, деталей и др. становится все более актуальным. Особенно остро эта проблема касается отдельных тяжело нагруженных базовых деталей и механизмов ходовых частей вагонов и локомотивов, основным элементом которых является колесо, непосредственно контактирующее с рельсом. В процессе эксплуатации наибольшему износу подвергается рабочая поверхность гребня колеса. Несмотря на различные технологические разработки восстановительного ремонта, актуальным остается вопрос обеспечения прочности, снижения степени износа и трещиностойкости железнодорожных колес [1–3]. Что касается восстановления наплавкой поверхности гребня колеса, авторами были проведены предварительные исследования структурно-фазовых изменений в металле у поверхности катания железнодорожных колес [4]. На основании полученных экспериментальных данных была изучена роль каждого из структурных факторов (фазовых составляющих, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры, фазовых выделений и т. п.) в изменении прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес. Результаты экспериментальных исследований, полученные на различных структурных уровнях — от макро (зеренного) до микро (дислокационного), стали основой для проведения аналитической оценки конкретного (дифферен-

цированного) вклада отдельных структурно-фазовых факторов и параметров (фазового состава, величины зерна, субзерна, плотности дислокаций и т. п.) в изменение общей (интегральной) величины механических характеристик — прочности  $\sigma_{0,2}$ , трещиностойкости  $K_{1c}$ , а также локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$ , являющихся потенциальными источниками зарождения и распространения трещин в исследуемых структурных микрообластях [4–7].

В итоге было установлено, что после эксплуатации железнодорожных колес в металле у поверхности катания (зоны 1К–4К, рис. 1, *з*), особенно в зоне 3К (переход от площадки катания к гребню колеса), формируются: дисперсные структуры (феррито-карбидная смесь); полосовые структуры с переориентацией их по глубине металла (рис. 1, *а*), раскатанные неметаллические включения (рис. 1, *б*). По границам этих структурных элементов в зонах полос переориентации на границах сопряжения цементит/феррит (Ц/Ф) в перлитной составляющей, а также «раската» неметаллических включений наблюдается повышенная плотность дислокаций (до  $(3...4) \times 10^{11} \text{см}^{-2}$ ), что приводит к повышению локальных внутренних напряжений по границам этих структурных элементов  $\tau_{л/вн} \sim 5200...7000 \text{ МПа}$  (составляет  $(0,67...0,9)\tau_{\text{теор}}$ ), которые являются потенциальными источниками трещинообразования (рис. 1, *в*).

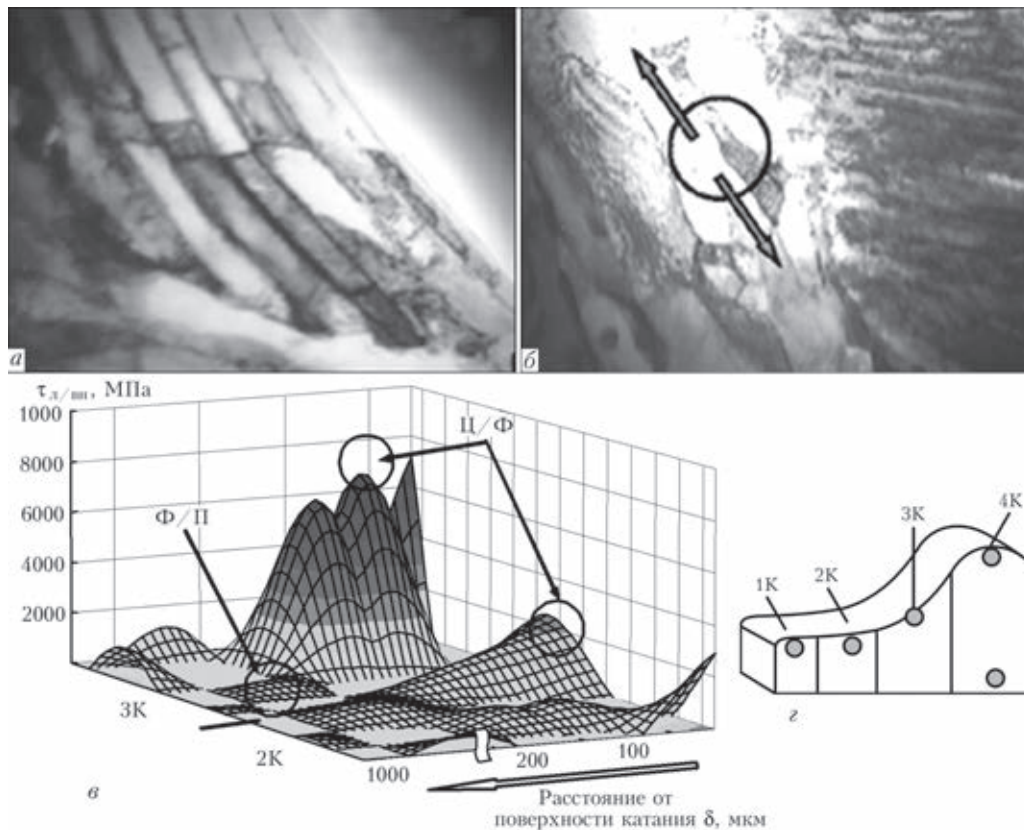


Рис. 1. Тонкая структура (а, б,  $\times 30000$ ) металла зоны ЗК и локальные внутренние напряжения —  $\tau_{д/вн}$  (в), формирующиеся в приповерхностных слоях  $\delta = 0 \dots 200$  мкм металла колеса в зонах площадки катания 2К-3К (z) и их изменение при удалении от поверхности катания

Было показано, что наиболее заметные структурные изменения металла происходят в зоне перехода от площадки катания к гребню с максимальным изменением на глубину до 200...300 мкм, которые приводят к значительному упрочнению (в 1,7...2,3 раза) приповерхностных слоев, снижению уровня вязкости разрушения (на 50 %) и значительному повышению (в 3...4 раза) локальных внутренних напряжений по сравнению с исходным металлом, что объясняет наличие микротрещин в металле приповерхностных слоев. Для повышения надежности колес, которые восстанавливаются наплавкой, необходимо предварительно удалять поверхностный слой металла в месте планируемой наплавки, что исключает образование приповерхностных трещин.

Дальнейшие исследования причин разрушения железнодорожных колес были проведены после их восстановления наплавкой в зависимости от составов сварочных проволок, обеспечивающих получение швов с феррито-перлитной (Ф-П) и бейнитно-мартенситной (Б-М) структурами [8–9]. Наплавку выполняли механизированным способом в  $CO_2$  проволоками Св-08Г2С (Ф-П шов) и ПП-АН180МН (Б-М шов) (таблица).

Сопоставление структурных изменений и фазового состава наплавленного металла и ЗТВ, с точки зрения влияния на показатели прочно-

сти, пластичности и трещиностойкости, показало следующее. Использование проволоки ПП-АН-180МН способствует формированию наиболее оптимальной Б-М структуры, которая обеспечивает отсутствие резких градиентов по размерам структурных составляющих и микротвердости, равномерным фазовым составом и заметным измельчением структуры наплавленного металла (по сравнению с Ф-П швом).

Результаты расчетных оценок вязкости разрушения  $K_{Ic}$  для Ф-П и Б-М швов, а также анализ сочетания  $K_{Ic}$  и свойств прочности  $\sigma_T$  показали следующее. При наплавке с использованием ПП-АН180МН (Б-М шов), значение  $K_{Ic}$  несколько выше (в среднем на 20 %), что обусловлено формированием М-Б структуры, измельчением величины зерна, формированием субструктуры и равномерным распределением дислокаций (рис. 2, б). При этом также наблюдается высокий уровень прочности (рис. 2, а). Это свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и пластических характеристик наплавленного металла. Низкий показатель  $K_{Ic}$  характерен для Ф-П шва, что связано с формированием градиентной по размерам зеренной структуры и крупнозернистой перлитной составляющей (рис. 2, в).

Целью дальнейших исследований являлось изучение структуры и механических свойств же-

лезнодорожных колес, восстановленных наплавкой, после эксплуатации, а также анализ влияния структурных факторов на их механические свойства и трещиностойкость.

Работа выполнялась на сварных соединениях колесной стали 2 (0,55...0,65 % C; 0,5...0,9 % Mn; 0,22...0,45 % Si; ≤0,1 % V; не более 0,03 % P и 0,035 % S, ГОСТ 10791–89). В качестве наплавочных материалов использовали сварочные проволоки Св-08ХМФ, Св-08ХМ (бейнитно-ферритного класса) и ПП-АН180МН (бейнитно-мартенситного класса, соответствует 10Г1СХНФТ). Химический состав металла швов, выполненных указанными материалами, приведен в таблице.

Структурно-фазовые, концентрационные изменения, характер распределения и плотность дефектов кристаллической решетки в различных зонах сварных соединений изучали с использованием комплекса методов исследования, включая: оптическую металлографию, аналитическую растровую электронную микроскопию (СЭМ-515, фирмы «PHILIPS») и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирмы «JEOL»).

В результате исследования структуры неметаллических включений *НВ*, их размеров и распределения; фазовых составляющих: феррита Ф; перлита П; верхнего  $B_v$  и нижнего  $B_n$  бейнита; их объемной доли  $V$ , %; размера зерен  $D_3$ , а также изменений микротвердости *HV* по зонам сварки — наплавленного металла, линии сплавления (Л/С) и ЗТВ по глубине  $\delta$  от внешней поверхности износа установлено следующее.

При использовании Св-08ХМФ и Св-08ХМ для наплавленного металла шва характерна бейнитно-ферритная структура (Б-Ф); формируются преимущественно силикатные неметаллические включения *НВ* размером  $d_{НВ} \sim 15...20$  мкм (отдельные) и дисперсные ( $d_{НВ} \leq 2$  мкм) с объемной долей  $V_d$  до 20 %. В случае Св-08ХМ на  $\delta \sim 0...50$  мкм от внешней поверхности наблюдается увеличение в 1,5 раза объемной доли дисперсных *НВ* по сравнению с Св-08ХМФ. При использовании ПП-АН180МН по глубине  $\delta$  наплавленного металла формируется мартенситно-бейнитная структура (М-Б) при уменьшении размеров кристаллитов примерно в 1,4 раза, повышении *HV* примерно на 5...15 % по сравнению с Б-Ф швами при наличии преимущественно дисперсных *НВ*  $d_{НВ} \leq 1$  мкм.

Для всех исследуемых типов наплавленного металла наблюдается: диспергирование структуры при повышении ее микротвердости на 10...25 % (в случае Ф-П швов) и на 5...10 % (в случае Б-М шва); формирование протяженных полос деформации с коэффициентом их формы  $\alpha \sim 5...12$  (Ф-П швы) и  $\alpha \sim 6...8$  (Б-Ф швы), ориентирован-

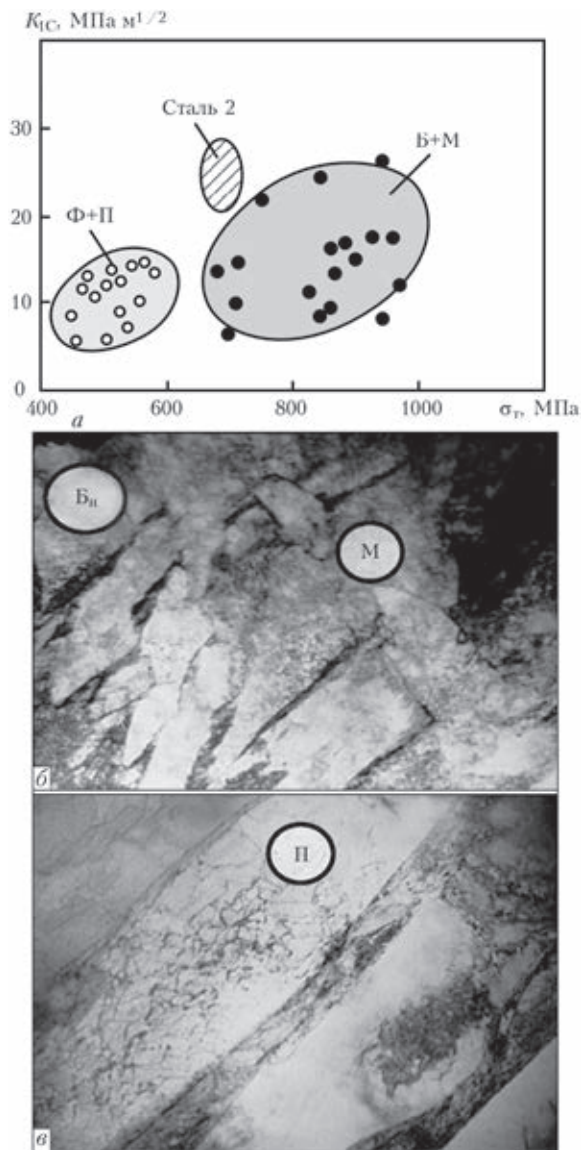


Рис. 2. Сопоставление (а) расчетных показателей механических свойств ( $\sigma_r$ ,  $K_{IC}$ ) наплавленного металла и соответствующая мелкозернистая структура (б) бейнита нижнего  $B_n$  и мартенсита  $M$ ; крупнозернистая перлитная составляющая (П) (c) ( $\times 20000$ )

ных под углом  $\sim 20...30^\circ$  относительно внешней поверхности.

Установлено, что наиболее оптимальная структура наплавленного металла (с точки зрения равномерного повышения микротвердости, измельчения структуры, диспергирования *НВ* и равномерного их распределения) формируется в случае использова-

**Химический состав металла швов, мас. %**

Марка проволоки	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Mo
Св-08Г2С	0,10	2,10	0,95	-	-	-	-
Св-08ХМ	0,12	1,36	0,60	0,60	-	-	0,42
Св-08ХМФ	0,12	1,25	0,62	0,61	-	0,10	0,36
ПП-АН180МН	0,12	1,00	0,35	0,67	0,8	0,10	0,40



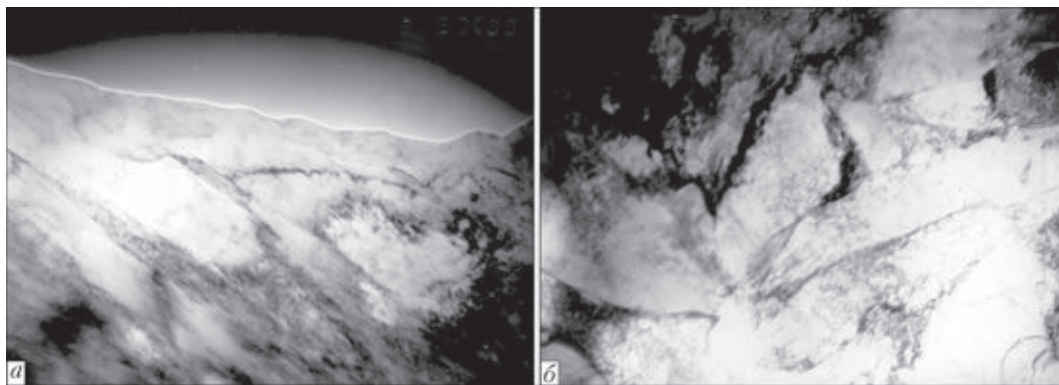


Рис. 3. Тонкая структура наплавленного металла у поверхности износа для условий наплавки проволокой ПП-АН180МН: полосовые структуры (а) и фрагментация  $B_{\text{н}}$  (б) ( $\times 30000$ );  $\delta \sim 200$  мкм

ния ПП-АН180МН. Металлу шва таких соединений характерно отсутствие резких градиентов как по микротвердости, так и размерам структурных составляющих. При переходе в колесную сталь в участке крупного зерна на 12 % возрастает микротвердость структурных составляющих при равномерном ее увеличении в последующих участках ЗТВ. Такие структурные изменения, по-видимому, должны обеспечивать равномерное повышение свойств прочности в восстановленных наплавкой железнодорожных колесах.

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследованы особенности изменения тонкой структуры (ширины рек, размера субструктуры, характера дислокационной структуры) металла. На расстоянии  $\delta \sim 0 \dots 100$  мкм (ПП-АН180МН) от внешней поверхности после эксплуатационного нагружения формируются полосовые структуры (рис. 3, а), также наблюдается фрагментация структуры: ширина полос деформации  $h_{\text{п.с}} \sim 0,15 \dots 0,5$  мкм; размер фрагментов (или субструктуры)  $d_c \sim 0,3 \dots 0,5$  мкм при повышении плотности дислокаций до  $\rho \sim 10^{11} \dots 2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$  (рис 3, б). При переходе к линии сплавления (на расстоянии  $\delta \sim 0 \dots 200$  мкм от линии сплавления) формируется фрагментированная структура бей-

нита нижнего  $B_{\text{н}}$ , ширина бейнитных рек составляет  $h_{\text{бн}} \sim 0,2 \dots 0,6$  мкм. Размер субзерна ферритной составляющей порядка  $d_c \sim 0,5 \dots 1$  мкм. Плотность дислокаций  $\rho$  в металле шва составляет  $\rho \sim (4 \dots 6) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

При переходе в колесную сталь металл ЗТВ состоит из перлита П, феррита Ф, ферритных оторочек  $\Phi_{\text{от}}$  толщиной  $\delta_{\text{от}} \sim 0,5 \dots 1,2$  мкм, размер цементитных  $h_{\text{ц}}$  и ферритных  $h_{\text{ф}}$  пластин в перлите П:  $h_{\text{ц}} \sim 0,02 \dots 0,03$  мкм;  $h_{\text{ф}} \sim 0,07 \dots 0,1$  мкм соответственно. Размер субзерна ферритной составляющей увеличивается в среднем в 1,3 раза и составляет порядка  $d_c \sim 0,5 \dots 1,5$  мкм. Плотность дислокаций  $\rho$  в металле I участка ЗТВ составляет порядка  $\rho \sim (2 \dots 5) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Таким образом, в наплавленном металле со стороны поверхности износа на расстоянии  $\delta \sim 0 \dots 100$  мкм от внешней поверхности происходит измельчение (в 2 раза) субструктуры при равномерном повышении плотности дислокаций в 2...3 раза. Такие структурные изменения (диспергирование структуры при равномерном распределении дислокационной плотности), по-видимому, не должны способствовать формированию локальных концентраторов внутренних напряжений и снижению трещиностойкости металла.

Сопоставлением упрочняющего влияния всех формирующихся структур в исследованных швах после эксплуатационного нагружения показано, что общий уровень прочности в поверхностных слоях наплавленного металла увеличивается. На расстоянии  $\delta \sim 0 \dots 200$  мкм от внешней поверхности (ПП-АН180МН, рис. 4) общий уровень упрочнения возрастает в среднем на 60 % ( $\Sigma\sigma_{0,2} = 1383$  МПа по сравнению с металлом шва, где  $\Sigma\sigma_{0,2} = 845$  МПа) за счет диспергирования структуры ( $\Delta\sigma_c \sim 682$  МПа) и равномерного повышения дислокационной плотности ( $\Delta\sigma_d \sim 200 \dots 283$  МПа). При этом значения  $K_{1c}$  в поверхностных слоях (на  $\delta \sim 0 \dots 200$  мкм от внешней поверхности) наплавленного металла после эксплуатационного износа находятся примерно на одном уровне, однако, в случае ПП-АН180МН наблюдается более высокий уровень прочности (на

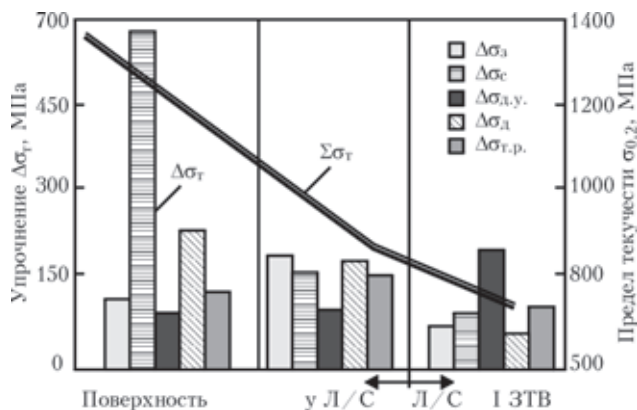


Рис. 4. Гистограммы, отражающие вклад зернового  $\Delta\sigma_z$ , субструктурного  $\Delta\sigma_c$ , дисперсионного  $\Delta\sigma_{\text{д.у}}$ , дислокационного  $\Delta\sigma_d$  и твердорастворного  $\Delta\sigma_{\text{т.р}}$  упрочнений в изменение предела текучести  $\sigma_{0,2}$  в наплавленном металле (ПП-АН180МН) и ЗТВ

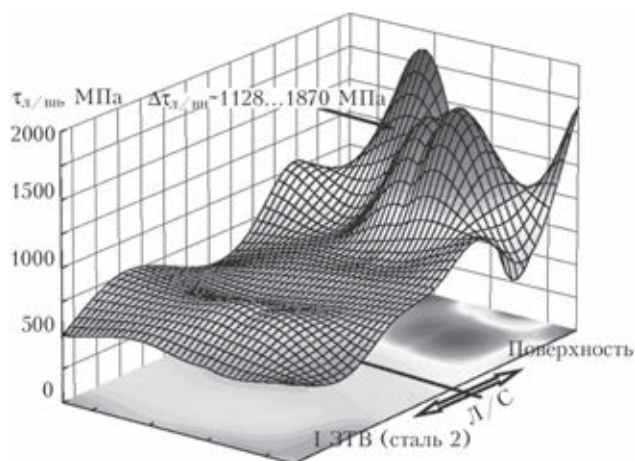


Рис. 5. Уровень локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$ , формирующихся в наплавленном металле (ПП-АН180МН) после износа

16 % выше по сравнению с Св-08ХМФ), что свидетельствует о хорошем сочетании механических характеристик наплавленного металла после износа.

Результаты расчетных оценок локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  при сопоставлении их значений с теоретической прочностью материала, приведенные на диаграмме (рис. 5), показывают следующее. В наплавленном металле наблюдаются значения  $\tau_{л/вн}$  порядка 740...1100 МПа, что составляет  $(0,09...0,13)\tau_{теор}$ , которые равномерно распределены по металлу шва. При приближении к внешней поверхности на расстоянии  $\delta \sim 0...200$  мкм за счет повышения в 2 раза плотности дислокаций  $\rho$  от  $\sim 4...6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $\sim 10^{11}...2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$  уровень формирующихся  $\tau_{вн}$  достигает  $\sim 1870$  МПа  $(0,22\tau_{теор})$ .

Таким образом, с точки зрения показателей прочности, пластичности и трещиностойкости наиболее оптимальная структура наплавленного металла после износа формируется при использовании ПП-АН180МН.

1. *Наплавка гребней вагонных колесных пар* / Н. В. Павлов, И. Д. Козубенко, Н. Е. Бызова, А. И. Рассоха // Ж.-д. трансп. – 1993. – № 7. – С. 37–40.
2. *Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла ЗТВ при ремонтно-восстановительной наплавке гребней цельнокатаных вагонных колес* / В. А. Саржевский, А. А. Гайворонский, В. Г. Гордонный, В. Ф. Горб // Автомат. сварка. – 1996. – № 3. – С. 22–27, 33.
3. *Гудков А. В., Лозинский В. Н.* Новые технологические и технические решения в области сварки на железнодорожном транспорте // Вест. ВНИИЖТ. – 2008. – № 6. – С. 3–9.
4. *Оценка прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес после длительной эксплуатации* / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, А. А. Гайворонский и др. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2011. – № 6. – С. 73–79.
5. *Металлофизика высокопрочных сплавов* / М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. – М.: Металлургия, 1986. – 307 с.
6. *Романив О.Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
7. *Гордиенко Л.К.* Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – 384 с.
8. *Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес* / А.А. Гайворонский, В.Д. Позняков, Л.И. Маркашова и др. // Автомат. сварка. – 2012. – № 8. – С. 18–24.
9. *Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений, металлов, сплавов, композиционных материалов* / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова и др. // Там же. – 2014. – № 6-7. – С. 25–31.

Поступила в редакцию 01.04.2015

## ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

В открытом доступе сборники «Проблемы ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» за 2006, 2009 и 2012 гг. В сборники вошли статьи, подготовленные по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин», полученные за 2004–2006, 2007–2009 и 2010–2012 гг.

ПРОБЛЕМЫ РЕСУРСУ  
І БЕЗПЕКИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ  
КОНСТРУКЦІЙ, СПОРУД  
ТА МАШИН

Сборники доступны:

<http://patonpublishinghouse.com/compilations/resurs2006.pdf>;  
<http://patonpublishinghouse.com/compilations/resurs2009.pdf>;  
<http://patonpublishinghouse.com/compilations/resurs2012.pdf>.

Сборник по результатам выполнения программы за 2013–2015 гг. будет опубликован до конца 2015 г.

Сборники можно заказать  
в редакции журнала «Автоматическая сварка».

Проблемы ресурсу  
і безпеки експлуатації  
конструкцій, споруд  
та машин