

УДК 629.4:621.78.011:54.062.

**А.И.Бабаченко, П.Л.Литвиненко, А.В.Кныш,  
Ж.А.Дементьева, А.Н.Хулин, Е.А.Шпак**

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛИ  
ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕГО  
ПОВЫШЕНИЕ ИХ СТОЙКОСТИ К ОБРАЗОВАНИЮ ДЕФЕКТОВ  
НА ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ**

Проведены исследования влияния химического состава стали для железнодорожных колес с содержанием углерода не более 0,60% на их структурное состояние и механические свойства. Показано, что использование опытного химического состава стали (с содержанием углерода не более 0,60% и дополнительно легированной кремнием  $\geq 0,8\%$ ) и существующей технологии термического упрочнения (закалка на вертикальной закалочной машине и последующий отпуск) может обеспечить высокий уровень сдаточных механических свойств железнодорожных колес (в том числе твердость  $\geq 320$  НВ), формирование благоприятной структуры пластинчатого перлита высокой дисперсности и повышение стойкости к образованию на поверхности катания дефектов термического происхождения.

**железнодорожные колёса, термическая обработка, структура, механические свойства, стойкость к термическому воздействию.**

**Состояние вопроса и задачи исследования.** Железнодорожные колеса, являясь одним из наиболее ответственных элементов подвижного состава железнодорожного транспорта, в процессе эксплуатации подвергаются воздействию статических, циклических и динамических нагрузок при движении состава, а в локальных областях при его торможении – циклическим воздействиям высоких температур. При эксплуатации колес в каждом их элементе возникает сложная быстро изменяющаяся во времени система сжимающих и растягивающих напряжений. Напряжения в контакте колесо–рельс приводят к повреждениям, большинство которых можно классифицировать как износ поверхности катания, дефекты термического и контактно–усталостного происхождения и хрупкое разрушение металла.

В настоящее время в связи с планируемым увеличением на железных дорогах Украины осевых нагрузок грузовых вагонов до 25 тс, существенно повышаются требования к железнодорожным колесам. На первое место выходит проблема их износа и стойкости к термическому воздействию. Опыт эксплуатации колес на железных дорогах различных стран мира показывает, что износ колес увеличивается пропорционально осевой нагрузке [1]. Статистические данные, полученные по результатам исследований в странах СНГ за последние годы, свидетельствуют о заметном перераспределении причин обточки колесных пар. В настоящее время одним из наиболее распространенных видов дефектов на поверхности катания железнодорожных колес являются выщербины. Доля обточек по

выщербинам в последние годы увеличилась в 1,8 раза, по ползунам в 1,7 раза, а по тонкому гребню уменьшилась в 1,8 раза [2].

В работах, выполненных в Институте черной металлургии НАНУ, показано, что процесс образования выщербин на поверхности катания железнодорожных колес определяется условиями их эксплуатации и, прежде всего условиями торможения. Установлено, что независимо от химического состава и уровня твердости железнодорожных колес механизм возникновения выщербин одинаковый и связан с образованием на поверхности катания в результате теплового воздействия хрупкой структурной составляющей – высокоуглеродистого мартенсита, и его последующего выкрашивания [3,4]. Показано, что при повышении твердости железнодорожных колес необходимо отдавать предпочтение термической обработке перед увеличением содержания углерода в колесной стали [3,5].

В связи с этим разработка новых и совершенствование существующих химических составов колесных сталей в настоящее время является актуальной задачей. Сложность ее решения заключается в том, что необходимо удовлетворить ряд особых требований. Колесная сталь должна обладать, прежде всего, высокой износостойкостью и контактно–усталостной прочностью. Наиболее простым путем улучшения этих характеристик является увеличение содержания углерода в стали. Однако для повышения сопротивления колесной стали образованию на поверхности катания “белого слоя”, способствующего возникновению дефектов тормозного (теплового) происхождения, и с целью уменьшения склонности стали к термическому растрескиванию и хрупкому разрушению, содержание углерода в ней должно быть снижено. При этом имеющее место разупрочнение стали необходимо компенсировать введением легирующих элементов и применением более эффективных процессов термической обработки [3,5,6].

Анализ литературных данных показал [7,8,9], что эффективным упрочнителем колесной стали, который можно использовать вместо углерода, является кремний. При повышении его содержания в колесной стали до 1,7% происходит рост прочностных характеристик и практически не изменяются пластические свойства. В работе [10] показано, что в сталях за счет дендритной ликвации кремния содержание углерода в междуветвях дендритов снижается. Это означает, что присутствие в стали кремния может существенно влиять на распределение карбидной фазы.

Таким образом, целесообразность введения кремния заключается в его упрочняющем действии на ферритную составляющую стали и в повышении равномерности распределения карбидных фаз в присутствии карбидообразующих элементов, например, ванадия, легко ликвирующего в междуветвья дендритов аустенита [11].

**Материал и методика исследований.** С учетом результатов аналитических исследований в лабораторных условиях были выплавлены четыре опытных плавки, химический состав которых приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав опытных плавок

№ плавки	Содержание элементов, % масс.										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	V	Ti	Al	Cu
1	0,57	0,43	1,34	0,012	0,009	0,46	0,12	0,110	0,007	0,080	0,06
2	0,51	0,70	0,93	0,009	0,007	0,37	0,09	0,070	0,006	0,012	0,06
3	0,53	0,81	0,93	0,009	0,007	0,36	0,09	0,079	0,006	0,010	0,07
4	0,63	0,31	0,74	0,008	0,005	0,12	0,12	0,115	0,006	0,008	0,03

Плавка №4 была выплавлена как сравнительная с опытными (ее химический состав соответствует химическому составу высокопрочных колес марки «Т» по ТУ У 35.2–23365425–600 производства «ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ»). Для моделирования промышленных условий производства железнодорожных колёс опытные слитки подвергались горячей пластической деформации, а вырезанные из них пробы термической обработке. Горячая пластическая деформация производилась на величину 40% путем свободной осадки при температуре 1240<sup>0</sup>С. Термическая обработка опытных проб представляла собой их нагрев в аустенитную область, ускоренное охлаждение со скоростью ~6<sup>0</sup>С/с, что соответствует скорости охлаждения обода колеса в промышленных условиях на вертикальной закалочной машине ( $V_{\text{охл}}=6-8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ), с последующим отпуском при температуре 500<sup>0</sup>С в течение двух часов.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Механические свойства опытных плавок после термической обработки представлены в табл. 2.

Таблица 2. Механические свойства опытных плавок

№ плавки	Механические свойства						Микротвердость перлита, Н/мм <sup>2</sup>
	$\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\psi$ , %	$\delta_5$ , %	НВ	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	
1	730	1110	27,5	11,5	305	16	3780
2	580	980	35,0	14,5	293	36	3410
3	620	1040	35,5	17,0	318	18	3800
4 (сравн.)	700	1070	17,0	11,3	318*	18	3280

\* В промышленных условиях сравнительная сталь № 4 (аналог марки Т) обеспечивает твердость  $\geq 320$  НВ.

Анализ этих данных показывает, что прочностные свойства всех исследуемых сталей изменяются от 980 Н/мм<sup>2</sup> до 1110 Н/мм<sup>2</sup>, что связано в первую очередь с различным содержанием углерода в стали. Минималь-

ное значение предела прочности имеет сталь №2 с минимальным содержанием углерода ( $C=0,51\%$ ). Аналогично пределу прочности изменяются предел текучести и твердость опытных сталей. Наиболее близкие значения предела прочности и твердости со сталью №4 (сравнительная) имеет опытная сталь №3. Очень важным является то, что сталь №3 не уступает сравнительной стали по ударной вязкости, а по пластичности значительно превосходит ее.

Сталь №2 также показала удовлетворительные значения всех механических свойств с учетом того, что содержание углерода в ней было самое низкое из всех исследуемых сталей и поэтому незначительное снижение прочности и твердости в сравнении со сталью №4 (сравнительная) было прогнозируемое. При этом если прочность и твердость опытной стали №2 ниже сравнительной стали №4 менее чем на 10%, то ее относительное удлинение выше на 27%, а относительное сужение и ударная вязкость в два раза. Безусловно, эти различия в свойствах опытных сталей определяются их конечной структурой, сформировавшейся в результате термической обработки.

Исследования микроструктуры образцов после термической обработки показали, что все исследуемые стали имеют мелкозернистую структуру (рис.1). Номер действительного зерна равен 9. Микроструктуры исследуемых сталей (см.рис.1а–г) отличаются количеством структурно свободного феррита, выделившегося по границам аустенитных зерен. Максимальное его количество наблюдается в стали №2 (около 10%). Это связано с самым низким содержанием углерода в этой стали в сравнении со всеми исследуемыми. Наличием в структуре этой стали максимального количества структурно свободного феррита и объясняются ее минимальные из всех исследуемых сталей прочностные свойства.

Исследования микроструктуры также показали (рис.1д,ж), что дисперсность перлита в опытной стали №3 после термической обработки выше в сравнении со сталью №4 (сравнительная). По-видимому, это объясняется различным содержанием марганца в опытных сталях, а также большей структурной однородностью перлитной составляющей за счет легирования кремнием. Подтверждением большей структурной однородности перлита в опытных сталях могут служить результаты сравнительных исследований микротвердости перлита сталей №3 и №4 (сравнительная) внутри дендритных ветвей и в междуветвиях дендритов, которые приведены на рис.2 (на каждую точку было произведено по 50 замеров микротвердости). Такая методика оценки структурной неоднородности была выбрана потому, что именно в междуветвиях дендритов за счет ликвиции химических элементов формируется максимальная структурная неоднородность в сравнении с участками внутри дендритов [12].

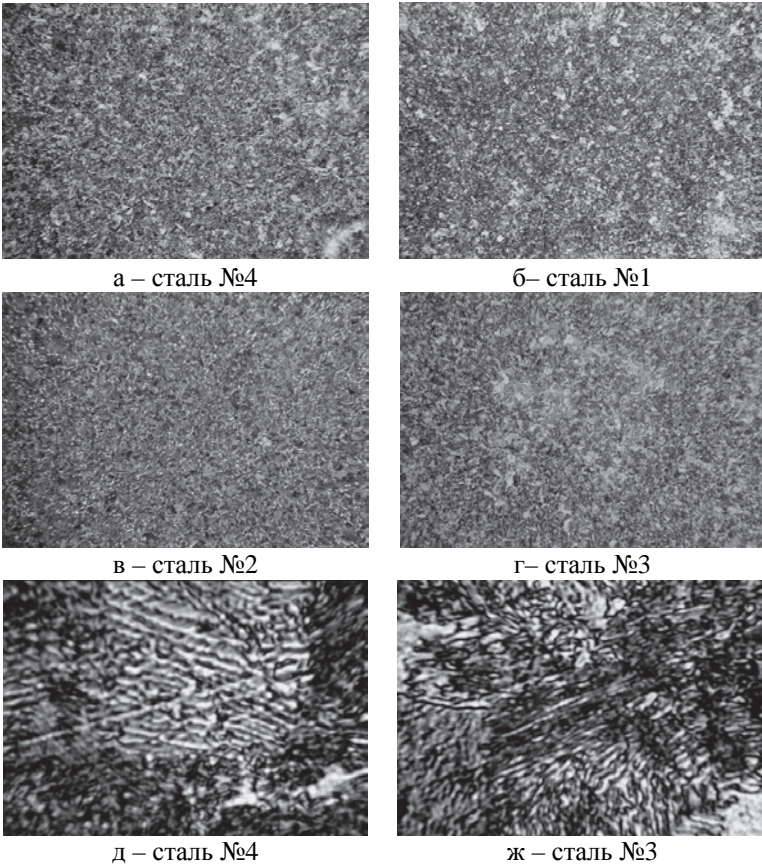


Рис. 1. Микроструктура опытных сталей после термической обработки (а–г–  $\times 100 \times 0,4$ ; д, ж –  $\times 2000, \times 0,4$ )

Дендритная структура исследуемых сталей выявлялась путем горячего травления в пикрате натрия. Результаты исследований показали (см. рис.2), что разность между микротвердостью перлита внутри дендритных ветвей и междуветвий для сталей №3 и №4 равна  $290 \text{ Н/мм}^2$  и  $460 \text{ Н/мм}^2$  соответственно, т.е. для стали №3 более чем на 50% меньше. Это и свидетельствует о ее большей структурной однородности. С ростом дисперсности и микротвердости перлита, повышением его структурной однородности, как показано в работе [6], возрастает и износостойкость стали.

Особое значение имеет легирование опытных сталей ванадием. Известно [11], что при введении в сталь ванадия измельчается аустенитное зерно, повышается дисперсность продуктов распада аустенита. Образование дисперсных равномерно распределенных карбидов, содержащих ванадий, и уменьшение диффузионной подвижности атомов углерода

вследствие присутствия в растворе ванадия значительно повышают прочность и термостойкость стали.

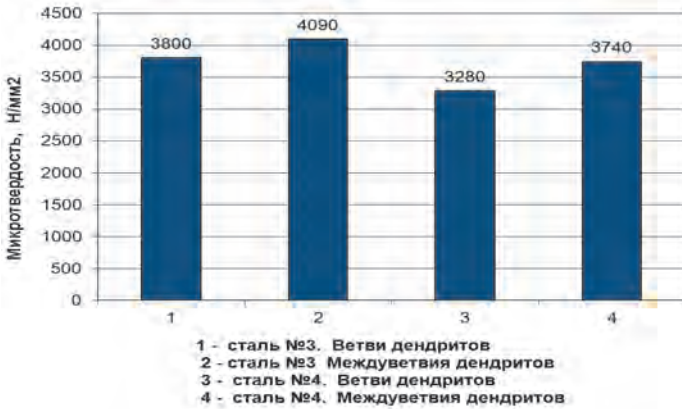


Рис 2. Микротвердость различных участков дендритной структуры стали №3 и №4.

Для повышения устойчивости сталей к тепловым воздействиям обособанным является такое их легирование, которое повышает значения критических точек превращения аустенита и расширяет интервал межкритических температур.

Для проведения этих исследований использовалась математическая модель, разработанная авторами работы [13]. Для определения критических точек опытных сталей была разработана специальная программа расчета, по которой были определены значения критических точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  и межкритического интервала температур  $\Delta$  исследованных сталей. Результаты расчета представлены в табл. 3.

Таблица 3. Значения критических точек опытных сталей.

№ плавки	Значения критических точек и межкритического интервала, °C		
	$A_{c1}$ ,	$A_{c3}$ ,	$\Delta$
1	727,6	769,2	41,6
2	736,6	785,7	49,1
3	738,1	786,2	48,1
4 (сравн.)	725,5	755,1	29,6

Анализ полученных результатов показывает (см. табл. 3), что значения критических точек и межкритического интервала температур сталей №№ 1, 2 и 3 значительно выше, чем стали №4. Наиболее высокие значения этих показателей имеют стали №2 и №3. Следовательно, указанные стали обладают меньшей склонностью к росту аустенитного зерна при

нагреве и большей устойчивостью к тепловым воздействиям в процессе эксплуатации в сравнении со сталью №4 (сравнительная сталь; аналог марки Т).

### **Выводы.**

1. На основе проведенных исследований показана возможность производства колес повышенной твердости ( $HV \geq 320$ ) из стали с содержанием углерода не более 0,60% и дополнительно легированной кремнием  $\geq 0,8\%$ .

2. Показано, что использование для производства колес стали оптимального химического состава и существующей технологии термического упрочнения железнодорожных колес (закалка на вертикальной закалочной машине и последующий отпуск колес) может обеспечить высокий уровень их сдаточных механических свойств (в том числе твердость  $\geq 320$  HV), формирование благоприятной структуры пластинчатого перлита высокой дисперсности и повышение стойкости к образованию на поверхности катания дефектов термического происхождения.

1. *Обобщение* передового опыта тяжеловесного движения: вопросы взаимодействия колеса и рельса. / Пер. с англ. / У. Дж. Харис, С. М. Захаров, Дж. Лангрэн и др. // М:Интекст, 2002. – 408 с.
2. *Контактно-усталостное* повреждение колес грузовых вагонов. / Труды ВНИИЖТ. Под ред. д.т.н., проф. С.М. Захарова. // М.: Интекст, 2004. – 160 с.
3. *Исследование* причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А.И. Бабаченко, А.А. Кононенко, Ж.А. Дементьева и др. // *Залізничний транспорт України*, 2010. – №5.– С. 35–38.
4. *Особливості* структури білих шарів на поверхні катання залізничних коліс / М.О. Дружинін, В.І. Сухомлин, А.М. Несторенко та ін. // *Металознавство та обробка металів*. –№2. – 2008. – С. 3–7.
5. *Влияние* параметров микроструктуры колесной стали на ее вязкие свойства / И.Г. Узлов, А.И. Бабаченко, Ж.А. Дементьева и др. // Сб. науч. трудов ИЧМ НАНУ «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – Вып. 14. – 2007. – С. 202–210.
6. *Колесная* сталь / И.Г. Узлов, М.И. Гасик, А.Т. Есаулов и др. – К.: Техника, 1985. – 168 с.
7. *Опытно-промышленное* опробование высокопрочных легированных сталей для цельнокатаных железнодорожных колес / И.Г.Узлов, Т.В. Ларин, Н.Г. Мирошниченко и др. // Термическое упрочнение проката. Сб. научных трудов. – Вып. 36. –М: Металлургия, 1970.– С. 99–103.
8. *Гуляев А.П.* Металловедение / М: Металлургия, 1978.– 647 с.
9. *Cvetkovski K.* Monotonic and cyclic deformation of a high silicon pearlitic wheel steel / K. Cvetkovski, J. Ahlstrom, B. Karlsson // *Wear*.– 2011.– Volume 271.– P. 382–387.
10. *Малиночка Я.Н.* Кристаллизация, химическая неоднородность, структура и свойства стали // В сб. ИЧМ – М: Металлургия, 1989.– С. 297–311.
11. *Ванадий* в стали / Голиков И.Н., Гольдштейн М.И., Мурзин И.И. // М: Металлургия, 1968. – 291с.
12. *Курдин В.А.* Металлургия стали. М: Металлургия. 1989.– 560 с.

13. *Структура легированной конструкционной стали* / Винокур Б.Б., Пилюшенко В.Л., Касаткин О.Г. // М.: Металлургия, 1983. – 216с.

*Статья рекомендована к печати  
докт. техн. наук, проф. Г.В.Левченко*

***О.І.Бабаченко, П.Л.Литвиненко, А.В. Книш, Ж.А.Дементьєва, А.М.Хулін,  
О.А.Шпак***

**Удосконалення хімічного складу сталі для залізничних коліс, що забезпечує підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні катання**

Проведено дослідження впливу хімічного складу сталі для залізничних коліс з вмістом вуглецю не більше 0,60% на їхній структурний стан і механічні властивості. Показано, що використання для виробництва коліс сталі дослідного хімічного складу (з вмістом вуглецю не більше 0,60% і додатково легованої кремнієм  $\geq 0,8\%$ ), існуючої технології термічного зміцнення (загартування на вертикальній гартівній машині й наступний відпуск) може забезпечити високий рівень здавальних механічних властивостей залізничних коліс (у тому числі твердість  $\geq 320$  НВ), формування сприятливої структури пластинчастого перліту високої дисперсності та підвищення стійкості до утворення на поверхні катання дефектів термічного походження.