

И.Г. Узлов, К.И. Узлов, О.Н. Перков, А.В. Кныш

**НАУЧНАЯ РАЗРАБОТКА И ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ
ТЕХНОЛОГИИ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ
ВЫСОКОИЗНОСОСТОЙКИХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ
ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ КОЛЕС**

Институт черной металлургии НАН Украины

Проведен анализ влияния легирующих элементов на свойства колесной стали и, на основании этого, выбрана микролегирующая добавка которая обеспечивает получение оптимального сочетания механических свойств железнодорожных колес. Была произведена опытная партия колес и проведены маршрутные испытания, которые показали повышение износостойкости новых колес по сравнению с серийными.

Необходимость повышения рентабельности железнодорожного транспорта, грузовых и пассажирских перевозок обусловила увеличение грузоподъемности вагонов и скорости движения поездов. В это же время, широкое внедрение железобетонных шпал, рельсов высокой прочности и рельсов тяжелых типов привело к существенному росту жесткости железнодорожного пути. Кроме того, внедрение тормозных колодок из композиционных материалов взамен чугунных резко (примерно в 2 раза) повысило тепловые нагрузки на колесо и увеличило количество дефектов на его поверхности катания. Строительство железных дорог в районах с низкими температурами, также, ужесточает условия эксплуатации подвижного состава и, в частности, его колес. Все перечисленные факторы существенно увеличили динамические воздействия на колесную пару, являющуюся основным элементом вагона и воспринимающую на себя непосредственно все динамические нагрузки.

Ресурс железнодорожных колес зависит от многих показателей, определяющих их служебные характеристики. Это химический состав стали, уровень прочностных, вязких свойств и напряженное состояние колеса, тепловое воздействие на контактирующую поверхность, контактно-усталостные разрушения и др. Однако, важнейшим техническим и экономическим показателем является износостойкость контактирующей поверхности колеса. Износ колеса определяется, главным образом, истиранием поверхности трения, образованием на ней контактно-усталостных разрушений, трещиностойкостью при тепловых воздействиях. Износостойкость колеса в значительной мере зависит от уровня свойств железнодорожных рельсов.

На сегодняшний день, требованиями стандарта ГОСТ 24182-80 предусмотрено, что поверхность головки рельса на его концах должна быть

подвергнута закалке после нагрева ТВЧ. При этом, твердость головки рельса из перлитной стали составляет 340–370 НВ [1].

Предыдущими исследованиями [2] установлено, что оптимальное соотношение твердостей пары трения „колесо-рельс” должно соответствовать значению $(0,9-1,0)/1,0$. Однако, согласно требованиям ГОСТ 10791-89, твердость обода колеса на глубине 30 мм от поверхности катания установлена для марки стали „2” 255 НВ, что явно не отвечает оптимальным требованиям. В связи с этим, Государственной Администрацией железнодорожного транспорта Украины были поставлена задача, без существенной потери вязких характеристик диска (по требованиям ГОСТ 10791-89), обеспечить твердость обода колеса не ниже 320 НВ, за счет разработки состава микролегированной колесной стали и технологии ее термоупрочнения.

Наиболее эффективным способом получения в колесной стали оптимального сочетания высокой твердости, прочностных и вязких характеристик является их микролегирование. ОАО НТЗ, ИЧМ НАНУ и „Укрзалізниці” были разработаны технические условия ТУ У 27.1-4-508-2001 на „Колеса цельнокатанные диаметром 957 мм повышенной твердости и износостойкости”. Соответственно с условиями этих ТУ (табл. 1), были изготовлены и переданы на эксплуатационные испытания три опытных плавки-партии высокопрочных колес, изготовленных из микролегированной ванадием мартеновской стали, подвергнутой вакуумированию и внеагрегатной обработке с раскислением алюминием. Благодаря соединению микролегирования и применения оптимизированных режимов термоупрочнения, были получены высокие значения временного сопротивления – 1170...1190 Н/мм², твердости на глубине 30 мм – 320...340 НВ (по ободу) и ударной вязкости – 26...36 Дж/см² (по диску и ободу) одновременно [2].

Таблица 1 – Химический состав высокопрочных колес по ТУ У 27.1-4-508-2001

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	[H]
0,63- 0,67	0,70- 0,87	0,25- 0,40	≤0,025	≤0,020	0,15- 0,30	0,10- 0,25	≤0,30	0,08- 0,15	0,013- 0,030	≤2,0 ppm

В данной работе произведен анализ фазовых равновесий и превращений в системе железо-углерод-ванадий и, на этой основе, обоснован выбор технологических параметров микролегирования и термоупрочнения опытных партий высокопрочных колес.

Авторы обзора [3], как наиболее перспективные микродобавки в сталь обсуждают Ti, Nb и V. Титан формирует нитриды и карбиды, которые стабильны и труднорастворимы при высоких температурах в аустенитной области и, даже, при температурах плавления стали, за счет чего и происходит управление размером зерна аустенита. Однако, именно такая „механическая” стабилизация размера зерна не позволяет рассматривать его как универсальную микролегирующую добавку, которая позитивно

влияет на структуру стали при многостадийном процессе горячей деформации и термоупрочнения в широкой температурной области. Ниобий является эффективным микролегирующим элементом для уменьшения зерна аустенита и, как следствие, феррита в процессе нагрева под прокатку или термическую обработку. Ниобий понижает температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения за счет твердорастворного эффекта и способствует дисперсионному упрочнению стали. В целом подобное с ниобием влияние на структурообразование стали имеет ванадий. Хотя удельная эффективность соединений ванадия уступает ниобию, большая часть их выделений при дисперсионном упрочнении компенсирует это, особенно в стали с повышенным содержанием углерода. В работе [4] отмечено, что эффективность упрочнения стали ванадием в сравнении с ниобием лишь не намного меньше, однако ванадий значительно дешевле и менее дефицитен чем ниобий.

Атомный радиус ванадия всего на 6% больше, чем у железа, поэтому железо и ванадий образуют непрерывный ряд твердых растворов по типу замещения [5]. γ -область, при этом, выклинивается в температурном интервале 900 – 1400°C с максимумом концентрации 1,47 – 1,62 % V при 1115°C. Таким образом, бинарные сплавы Fe-V, начиная с концентрации 1,5 – 2,0 % V, являются ферритными [4].

Ванадий позитивно влияет на порог хладноломкости сталей, легированных элементами, которые вызывают огрубение зерна (в нашем случае 0,5 – 0,9 % Mn). Небольшие добавки ванадия, в этом случае, парализуют негативное действие отмеченных элементов [4]. Ванадий – сильный карбидообразующий и нитридообразующий элемент. Карбиды и нитриды ванадия – фазы внедрения [5]. В присутствии даже небольшого количества углерода формируются карбиды ванадия и граница существования γ -фазы перемещается в область более высоких содержаний ванадия [4].

Анализ политермических и изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий системы железо-углерод-ванадий [6, 7] свидетельствует о том, что при производстве изделий из среднеуглеродистых доэвтектоидных сталей типа железнодорожных цельнокатаных колес по ГОСТ 10791-89, технологический процесс изготовления которых предусматривает термическое упрочнение обода после аустенитизации в области однофазного равновесия γ -твердого раствора, сама система фазовых равновесий накладывает серьезные ограничения на возможность реализации технологических процессов.

Во-первых, при заданном содержании углерода – 0,58...0,67 % (ТУ У 27.1-4-508-2001), область однофазного равновесия γ -твердого раствора существует только в интервале концентраций ванадия менее 2 %. Увеличение отмеченного содержания ванадия переводит систему в области гетерофазных равновесий $\alpha + \gamma$; $\alpha + \text{карбиды}$; $\gamma + \text{карбиды}$; $\alpha + \gamma + \text{карбиды}$. В случае неполного растворения (при нагреве под закалку) в аустените всех присутствующих в исходной структуре карбидов, не обеспечивается

позитивное влияние ванадия на прокаливаемость стали и на стойкость против разупрочнения [8]. Таким образом по самой природе фазовых равновесий системы железо-углерод-ванадий, для термоупрочненной колесной стали ванадий может эффективно использоваться как микролегирующая добавка. При этом, чем выше содержание ванадия в стали, тем больше значение твердостных характеристик изделия будут достигнуты. Вместе с тем, следует учитывать, что для эксплуатационной надежности тяжело нагруженных железнодорожных колес, работающих в условиях низких температур, обязательным является обеспечение высоких вязких характеристик стали. Наиболее низкая температура, при которой обеспечивается удовлетворительный уровень ударной вязкости, отвечает содержанию ванадия около 0,1 %. Снижение порога хладноломкости при введении ванадия менее 0,1 % объясняется уменьшением величины зерна стали [4]. При увеличении количества микролегирующей добавки более 0,1...0,15 % дальнейшего уменьшения размера зерна не происходит, но при низких температурах количество дисперсных выделений и их размеров существенно увеличивается, вследствие чего ударная вязкость ухудшается [4]. Таким образом, для колесной стали по ТУ У 27.1-4-508-2001 в середине концентрационного интервала содержания ванадия, отвечающего области эффективного микролегирования, количество обсуждаемой микролегирующей добавки следует назначать около 0,1 % для обеспечения максимального эффекта достижения одновременно высоких твердости и ударной вязкости, но не превышающим 0,15 %. В рассмотренном нами случае эта величина назначена 0,08...0,15 % (табл. 1).

Во-вторых, температура аустенитизации для сталей назначенного химического состава должна надежно обеспечивать формирование гомогенного γ -твердого раствора перед последующим термоупрочнением. Как было отмечено выше, неполное растворение карбидных и нитридных включений негативно влияет на закаливаемость стали, что обуславливает поиск температуры нагрева под закалку, что переводит систему в однофазную замкнутую область устойчивости аустенита.

Э. Гудремон [7] приводит изотермические сечения диаграммы Fe-C-V, построенные по данным исследований разных авторов при температурах 20⁰C, 750⁰C, 900⁰C, 1100⁰C. Анализ этих изотермических сечений однозначно свидетельствует о том, что при выбранном, в данной работе, содержании микролегирующей добавки однофазная область устойчивости γ -твердого раствора узкая и при 900⁰C располагается по концентрационной оси углерода ближе к его значению 1 %, то есть, в нашем случае, с учетом технологических ограничений реального производства крупногабаритных изделий, эта концентрация надежно достигается. Действительно, электронномикроскопический анализ, проведенный ранее [9], установил присутствие карбидов ванадия, которые не растворились при температуре 850⁰C. Аналогичные исследования показали, что при 1050⁰C дисперсные включения соединений ванадия не выявляются [10]. Этот факт

согласуется с данными [7]. Однофазная область устойчивости легированного аустенита расширяется по концентрационной оси углерода до интервала 0...1,5 % С уже при 900⁰С, а при 1100⁰С область гомогенности растет и в сторону увеличения содержания ванадия (до 1...2 % V).

По типовой технологии производства цельнокатаных колес [10], температура нагрева под закалку назначается 825 ±25⁰С – не более, вследствие опасности начала рекристаллизации зерна. В рассмотренном нами случае, колеса должны перед закалкой быть нагреты до более высоких температур (900⁰С и выше). При этом считается, что добавки ванадия в сталь задерживают аномальный рост зерна до 1000 – 1100⁰С [3]. На рисунке 1 представлены результаты закалочно-микроструктурного анализа колесной стали производства ОАО НТЗ, микролегированной 0,11 % V по ТУ У 27.1-4-508-2001. Анализ рисунка 1 показывает, что повышение температуры нагрева под закалку в интервале 850 – 900⁰С (рисунок 1 а, б) не приводит к росту зерна аустенита и величина его соответствует 10–11 баллам по ГОСТ 5639-89. Повышение температуры нагрева под закалку до 950⁰С и выше приводит к укрупнению зерна до 8–9 баллов и 6–7 баллов соответственно (рис. 1 в). Таким образом, микролегирование ванадием приводит к необходимости определять температуру нагрева под закалку выше 850⁰С (для полного растворения дисперсионных частиц при переходе в однофазную область стойкости аустенита), но не выше 950⁰С (в предупреждение рекристаллизационных процессов).

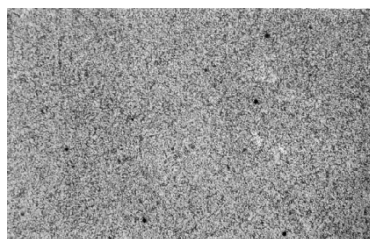
Для уточнения необходимого температурного интервала, колеса по ТУ У 27.1-4-508-2001 опытной стопы подвергали термическому упрочнению после разных температур нагрева под закалку со всеми иными одинаковыми параметрами термообработки. Данные представленные в таблицах 2 и 3. результаты механических испытаний по таблице 3 показывают, что наилучшие значения твердости и ударной вязкости получены на образцах, отобранных от колеса, температура нагрева под закалку которого максимально приближена до 900⁰С. Поэтому, в заводском технологическом процессе для термообработки колес температура нагрева под закалку была нами предусмотрена 875 – 900⁰С.

Таблица 2 – Параметры термической обработки колес по ТУ У 27.1-4-508-2001 опытной стопы

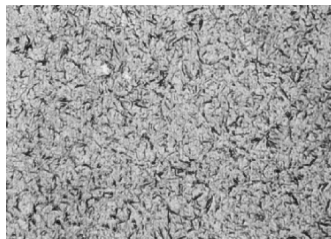
Номер плавки	Номер колеса	Температура на закалочном столе, ⁰ С	Расход воды, м ³ /ч	Температура воды, ⁰ С	Температура отпуска колес, ⁰ С
32501	126342	885	100	25	450
	126334	880	100	24	450
21426	126272	879	100	26	450
	126270	870	100	26	450
31501	126123	865	100	25	450

Таблица 3 – Механические свойства колес по ТУ У 27.1-4-508-2001 опытной стопы

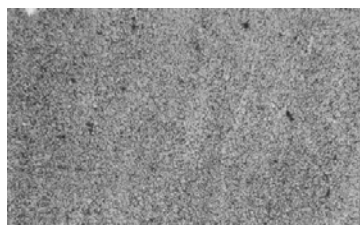
Номер колеса	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	Твердость, НВ	КСУ, МДж/м ²
126334	1168	9,3	19	337	0,21
126342	1162	8,8	19	340	0,21
126270	1263	9,3	16,5	329	0,18
126272	119	11	17,7	337	0,19
126123	1139	10	8	318	0,18



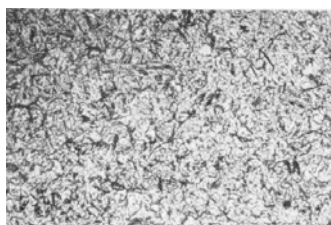
а.
×100



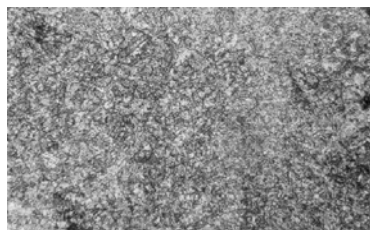
×400



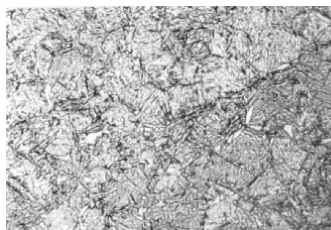
б.
×100



×400



в.
×100



×400

Рисунок 1 – Микроструктура колесной стали, микролегированной 0,11 % V, закаленной от разных температур нагрева:
а – 850°C; б – 900°C; в – 950°C

В низколегированных сталях процесс превращения полученной однофазной аустенитной структуры может, при наличии карбидообразующих элементов, идти двумя путями [11].

При невысоких скоростях охлаждения дисперсные частицы карбидов формируются при диффузионном перераспределении компонентов, которые пересыщают γ -твердый раствор еще до начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. При малых переохлаждениях на них начинается гетерогенное зарождение эвтектоидных колоний, которые характеризуются грубопластинчатым строением. При таких условиях эвтектоидного превращения наблюдается коалесценция выделившихся карбидов. Структура грубодифференцированного эвтектоида с крупнодисперсными частицами карбидов обуславливает невысокие как твердостные, так и вязкие характеристики сталей.

При высоких скоростях охлаждения эвтектоидная реакция протекает без предварительного выделения дисперсных частиц. При этом, малые добавки ванадия не влияют на количество перлита в доэвтектоидных сталях [4]. Однако, твердость перлита возрастает, вследствие его тонкодисперсного строения. Карбид ванадия образуется в перлите между пластинами цементита. Феррит, формирующийся из пересыщенного аустенита, имеет некоторую тетрагональность, характеризуется тонкой субструктурой зерна – уменьшением размера блоков мозаики и их разориентированностью, вследствие чего, даже без дисперсионного твердения, обеспечивается увеличение твердости такой структуры без ущерба для вязких и пластичных характеристик. При значительных переохлаждениях реализуется большое количество центров выделения упрочняющих частиц, вследствие чего они мелкодисперсные и это обеспечивает эффективное упрочнение практически без негативного влияния на уровень пластичности и вязкости. Поэтому, в ходе промышленного эксперимента, были предусмотрены технологические мероприятия, направленные на обеспечение максимальной интенсивности теплоотбора при закалке ободьев колес на вертикальной закалочной машине колесопрокатного цеха ОАО НТЗ – количество охлаждающей среды было увеличено против стандартно используемой в 1,5 раза, время подачи охлаждающей среды назначалось с учетом удовлетворительной, для последующего подстуживания, температуры обода колеса по завершению закалки. Для достижения наибольшей эффективности подачи воды на этой технологической стадии, целесообразным является использование спрейерных установок конструкции ИЧМ НАНУ [12] из-за особенностей перфорирования в них отверстий, что обеспечивает повышение скорости охлаждения поверхности обода колеса.

Последним технологическим приемом термического упрочнения является низкотемпературная обработка, складывающаяся из двух операций – подстуживания и отпуска. В принятой промышленной практике производителей цельнокатаных железнодорожных колес стран СНГ предусмотрен отпуск этого вида продукции при температуре не менее 500⁰С. Неко-

торые зарубежные стандарты эту нижнюю температурную границу устанавливают законодательно – TTS 094, UIC 812-3.

Известно [4], что чем выше карбидообразующая способность элемента, тем большее количество углерода задерживается в α -растворе. При повышении температуры отпуска феррит обедняется карбидообразующим элементом и из него выделяется избыточный углерод. Выделение ванадия из феррита в карбидную фазу активизируется при температурах отпуска выше 500°C . При этом происходит, также, активная коалесценция карбидов и, как следствие, ухудшение прочностных и вязких характеристик стали. Так, например, в ходе отпуска при $600 - 650^{\circ}\text{C}$, в зависимости от содержания других легирующих элементов, в карбиды переходит от 70 % до 100 % всего ванадия, который содержится в стали [4].

Этот факт активизации диффузии углерода и скорости коагуляции карбидов при переходе через температурную границу 500°C авторами [4] иллюстрируется на примере стали 40 с содержанием ванадия 0,093 % таким образом: „В результате отпуска при 450°C на протяжении 100 часов и более (до 1000 часов) достигается разница по твердости такая же, как и после отпуска при 550°C на протяжении всего лишь одного часа”.

Стало быть, для сохранения достигнутых перед низкотемпературной термообработкой преимуществ, температура обода колеса ни на одной из операций не должна превышать 500°C . Раньше было показано [13], что при подстуживании стопы колес температура ободьев, за счет тепла, что исходит от ступицы через диск, повышается на $120 - 140^{\circ}\text{C}$ в первые же 16–20 минут. При этом, температура массивной ступицы, которая не подвергалась прокаливанию, за это время охлаждается всего на $50-60^{\circ}\text{C}$. Для обеспечения температуры ступицы менее 500°C необходимо время подстуживания 40–50 минут. То есть, температура обода колеса после вертикальной закалочной машины должна быть такой, чтоб при последующим теплообмене между элементами колеса в ходе подстуживания, обод не разогревался выше 500°C . при этом, время подстуживания должно быть достаточным для охлаждения ступицы ниже 500°C для предупреждения разогрева отпускного колодца выше 500°C .

Таким образом, все тепловые операции при такой организации процесса термического упрочнения заканчиваются еще до отпускных колодцев. Поэтому на технологическом участке отпуска установлена выдержка колес при температурах $450 \pm 10^{\circ}\text{C}$ при стандартном времени 2,5 часа. Эта операция назначается для снятия внутренних напряжений, возникающих в процессе неодинакового термического влияния на разные элементы колеса в ходе термообработки.

Изученные закономерности были положены в основу технологических параметров выплавки микролегированной ванадием стали и ее термического упрочнения. В условиях ОАО „Нижеднепровский трубопрокатный завод” выпущены три плавки-партии высокопрочных колес (№№21426, 31501, 32501).

В таблице 4 представлены результаты сдаточных испытаний этих изделий в сопоставлении с требованиями ГОСТ 10791-89 и ТУ У 27.1-4-508-2001. Результаты анализа механических свойств однозначно свидетельствуют о том, что производственная реализация установленных в работе закономерностей позволила в опытных колесах обеспечить сочетание высокой твердости обода (324...337 НВ) с одновременными удолетворительными вязкими характеристиками диска (КСУ 26...34 Дж/см²). Полученные значения, как видно из таблицы 4, существенно превышают нормативные требования ГОСТ 10791-89 и технических условий. Более того, испытания ударных образцов (плавка 32501, колесо 126280 – табл.4), отобранных от обода по схеме UIC 812-3 показали, что реализация предложенной технологии позволяет, с одновременным заданным повышением твердости обода, увеличивать и его вязкость, что является принципиальным достижением для обеспечения высоких эксплуатационной износостойкости и надежности цельнокатаных колес. Этот результат объясняется тем, что примененные к оптимально микролегированной колесной стали режимы термоупрочнения позволили обеспечить в ободу структурное состояние, характеризующееся:

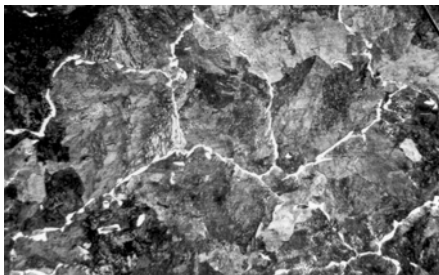
- вдвое меньшим размером, против серийных колес, действительного зерна (рис. 2 а, б);
- формированием структуры игольчатого феррита (рис. 2 в), что и привело к повышению вязких свойств.

С целью выполнения решения заместителя Генерального директора „Укрзалізниці” № ЦЗТ-6/10 от 07.12.2000 г., на ВЧД Батуринская Приднепровской железной дороги в 2002 году был сформирован опытный маршрут из 40 вагонов, из которых 35 оснащены экспериментальными высокопрочными колесами, изготовленными согласно требованиям ТУ У 27.1-4-508-2001, а 5 эталонных с колесами серийного производства по ГОСТ 10791-89 (марка 2), были использованы в качестве вагонов сравнения.

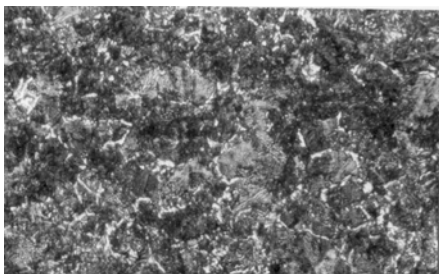
Опытно-промышленные испытания проводили на маршруте „Укрзалізниці” Роковата – Ужгород – Кошице в 2002–2003 гг. Относительный характер износостойкости по результатам измерений гребней колес оценивали согласно методикам „Укрзалізниці” [14,15]. Осмотры и измерения колес на опытном маршруте проводили комиссионно в присутствии представителей Главного управления вагонного хозяйства „Укрзалізниці”, технического отдела Приднепровской железной дороги, осмотрщиков депо Роковата, ДНУЖТ, ИЧМ НАНУ. Комиссионные осмотры происходили 19-20.03.2003 г., 19-20.06.2003г., 32.09.2003 г., 24.12.2003 г. по результатам пробега 27,0, 56,7, 81,0, 100 тыс. км, соответственно. Полученные данные были официально оформлены „Актами комиссионного осмотра вагонов, оборудованными колесными парами повышенной прочности” и своевременно переданы в „Укрзалізницю” в установленном поряд-

ке. Результаты маршрутных испытаний
представлены на рисунке 3.

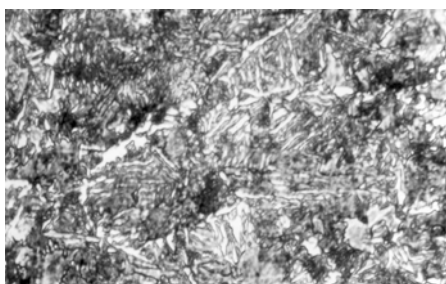
графически



а.
×400



б.
×400



в.
×800

Рисунок 2 – Микроструктура колесной стали:
а – колесная сталь по ГОСТ 10791-89;
б, в – колесная сталь по ТУ У 27.1-4-508-2001

Таблица 4 – Результаты сдаточных испытаний высокопрочных колес

№ плавки, № колеса	Химический состав стали, мас. %			Твердость, НВ (гл. 30 мм)	Временное сопротивление разрыву, МПа	Относительное удлинение, (δ_5) %	Относительное сужение, (Ψ) %	КСУ, Дж/см ²
	С	Mn	V					
Пл. 31501 Кол. 126128	0,64	0,73	0,11	332	1190	9,7	18,0	26,0
Пл. 21426 Кол. 126273	0,64	0,79	0,11	324	1170	10,5	23,0	27,0
Пл. 32501 Кол. 126413	0,63	0,72	0,094	337	1190	9,0	21,0	33,0
Пл. 32501 Кол. 126430	0,63	0,72	0,094	334	1190	9,7	21,5	34,0
Пл. 32501 Кол. 126280	0,63	0,72	0,094	240 (диск)	926 (диск)	20 (диск)	39,4 (диск)	36,9 (обод)
ТУ У27.1-4- 508-2001	0,58 – 0,67 +0,03 -0,02	0,50 – 0,90 +0,05 -0,04	0,08 – 0,15	Не менее				Факультативно
				320	1130	8,0	14,0	
ГОСТ 10791- 89 марка 2	0,55 – 0,65	0,50 – 0,90	—	Не менее				
				255	930 – 1130	8,0	14,0	

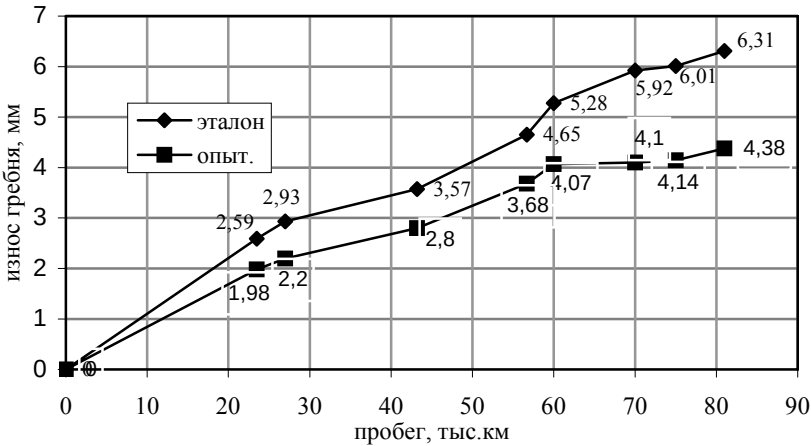


Рисунок 3 – Интенсивность износа гребня эталонных и опытных колес

На основании полученных результатов было установлено, что высокопрочные колеса по ТУ У 27.1-4-508-2001 при эксплуатации под грузовыми вагонами на железных дорогах имеют эксплуатационную устойчивость против износа по меньшей мере на 1/3 выше по сравнению с серийными колесами по ГОСТ 10791-89.

С учетом достигнутого уровня технических характеристик высокопрочных микролегированных ванадием колес и результатов их маршрутных испытаний, Государственная Администрация железнодорожного транспорта своим решением от 11.02.2004 года приняла этот вид металлопродукции к промышленному производству на ОАО „Нижнеднепровский трубопрокатный завод” с последующим ее широким внедрением на железных дорогах Украины.

1. Медовар Л.Б., Цыкуленко К.А., Цыкуленко А.К. Бейнитные стали для рельсов. // Проблемы СЭМ. – 1998. – № 3. – С. 10 – 20.
2. Узлов И.Г., Узлов К.И., Лашко А.Д., Мархай В.В. Высокопрочная металлопродукция и эффективное ее использование на железнодорожном транспорте // Залізничний транспорт України. – 2003. – № 3 (36). – С. 27 – 30.
3. Хастеркомм Ф. и др. Ниобий содержащие низколегированные стали. – М.: СП интермент инженеринг. – 1999. – 94 с.
4. Голиков И.Н., Гольдштейн М.И., Мурзин И.И. Ванадий в стали. – М.: Металлургия. – 1968. – 320 с.
5. Меськин В.С. Основы легирования стали. М.: Металлургиздат. – 1964. – 684 с.
6. Металловедение и термическая обработка стали. Под редакцией М.Л. Бернштейна. – М.: Металлургиздат. – 1961. – т. I. – 1962. – т. II.

7. *Гудремон Э.* Специальные стали. – М.: Металлургиздат. – 1966. – т. I, II.
8. *Бейн Э.* Влияние легирующих элементов на свойства стали. – М.: Металлургиздат. – 1945. – 334 с.
9. *Школа В.И., Узлов И.Г., Мирошниченко Н.Г.* Влияние термической обработки на ударную вязкость конструкционной стали, микролегированной ванадием // Терм. обраб. металлов. – 1977. – вып. 5. – С. 86.
10. *Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Дементьева Ж.А.* Исследование влияния действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению углеродистой стали // Металлургическая и горная промышленность. – 2002. – № 5. – С. 21 – 23.
11. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращение в железе и стали. – М.: Наука. – 1977. – 236 с.
12. *Патент* Украины №43438 от 17.12.2001. Пристрій для термічного зміцнення залізничних коліс.
13. *Данченко Н.И., Перков О.Н., Блажнов Г.А.* и др. Отпуск цельнокатаных колес // Термическая обработка металлов. – М.: Металлургия. – 1977. – № 5. – С. 72 – 75.
14. *Інструкція* оглядачу вагонів. – Київ: Міністерство транспорту України ЦВ-0043 від 01.09.2002 № 356-ц. – 196 с.
15. *Інструкція* по ремонту візків вантажних вагонів. – Київ: Міністерство транспорту України ЦВ-0043 від 06.11.1998 № 272-ц. – 145 с. – з доповненнями та змінами від 26.12.2000 № 610-ц.