

**С. Я. Шипицын<sup>1</sup>**, д-р. техн. наук, зав. отделом, e-mail: odus@ptima.kiev.ua

**О. П. Осташ<sup>2</sup>**, д-р. техн. наук, проф., зав. отделом

**В. В. Кулик<sup>3</sup>**, канд. техн. наук, ассистент кафедры

**И. Ф. Кирчу<sup>1</sup>**, канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник

**В. Г. Новицкий<sup>1</sup>**, канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник

<sup>1</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина

<sup>2</sup>Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, Львов, Украина

<sup>3</sup>ГВУЗ Национальный университет «Львовская политехника», Львов, Украина

## Новая сталь для железнодорожных колес с повышенным ресурсом

*Приведены экспериментальные данные по физико-механическим и функциональным свойствам разработанной новой колесной стали условной марки КАФ с комплексным дисперсионным нитридванадиевым и твердорастворным упрочнением кремнием и марганцем и пониженным содержанием углерода. Показаны ее преимущества над стандартной сталью по прочности, вязкости, усталостной прочности, износостойкости, склонности к образованию дефектов типа «ползун».*

**Ключевые слова:** колесная сталь, дисперсионное и твердорастворное упрочнение, физико-механические и функциональные свойства.

**Н**адежность и эксплуатационный ресурс железнодорожных рельсов и колес массового производства, которые находятся в наиболее жестких условиях эксплуатации и, главным образом, определяют технико-экономические показатели эффективности работы железнодорожного транспорта, уже не отвечают современным требованиям повышенных скоростей движения и грузоподъемности подвижного состава. Это относится как к Украине, так и странам дальнего зарубежья.

Главной причиной является применение для массового производства колес нелегированных и низколегированных высоко- и среднеуглеродистых перлитных сталей. В частности, для колес типа 48ГФ и 60Г (ГОСТ 10791-89, Россия), LG61 (60Г) (ТУ TZL-02-99), В1-В7 (40Г-80Г) Британского стандарта BS5892), ER-ER9 (48Г-60Г) Европейского стандарта pr EN1326:2000; класса L, A, B, C (47Г-70Г) спецификаций М-107-84 и М-208-84 Американской ассоциации железнодорожных путей.

В сталях этих классов повышение статической прочности и износостойкости за счет увеличения содержания углерода сопровождается снижением циклической прочности, статической и циклической вязкости разрушения, пластичности, контактной выносливости [1, 2], кроме того они имеют недостаточные усталостную и термоусталостную прочность, теплостойкость, хладостойкость, склонны к образованию аустенитных прослоек с дальнейшим  $\gamma \rightarrow M$  превращением при локальном нагреве поверхностных зон до температур выше  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  при скольжении и буксовании колеса.

Системные фундаментальные исследования в течение нескольких десятилетий в ФТИМС НАН Украины и накопленный опыт промышленного применения показали, что технология дисперсионного нитридванадиевого упрочнения является методом коренного повышения всего комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств литейных и деформированных углеродных низколегированных и легированных сталей различного функционального назначения, в том числе средне- и высокоуглеродистых [3]. Впервые было установлено, что необходимым условием эффективной реализации микролегирования азотом и ванадием является не только оптимизация процесса дисперсионного нитридного упрочнения, но и влияние азота нитридной фазы на процессы кристаллизации и связанные с ней развитие первичной химической и структурной неоднородности металла, размер зерна аустенита, термодинамические и кинетические параметры перлитного, бейнитного и мартенситного превращений, морфологию карбидных фаз при распаде пересыщенного твердого раствора аустенита и феррита, развитие вторичной химической и структурной неоднородности, в том числе зернограничной. Наиболее существенным преимуществом разработанных в ФТИМС НАН Украины сталей, которые микролегированы азотом и ванадием, является одновременное существенное повышение их статической и циклической прочности, статической и циклической вязкости разрушения, тепло- и термостойкости, износостойкости, прокаливаемости, свариваемости, снижение или полное устранение

*Работа выполнялась в рамках Целевой программы научных исследований НАН Украины «Надежность и долговечность материалов, конструкций, оборудования и сооружений» (Ресурс – 2).*

склонности к естественному, деформационному и тепловому охрупчиванию.

**Цель данной работы** заключается в экспериментальном исследовании влияния микролегирования азотом и ванадием при изменении базового состава по углероду, кремнию и марганцу на механические и функциональные свойства колесной стали.

**Материалы и методики экспериментов.** Исследования проведены на образцах стандартной колесной стали (№ 1), которая по химическому составу близка к стали по ГОСТ 10791: 2006 (Украина), а также стали условной марки КАФ (№ 4) с дисперсионным нитридванадиевым и твердорастворным упрочнением кремнием и марганцем и уменьшенным содержанием углерода (табл. 1).

Химический состав опытной стали КАФ (№ 4) определяли по результатам предыдущих исследований авторов статьи и литературным данным. Так, содержание ванадия и азота, которое обеспечивает необходимое фазовое перераспределение азота и ванадия между твердым раствором и нитридной VN фазой при возможных в промышленном производстве температурно-временных параметрах термической обработки, взято из предыдущих исследований авторов [4–7]. Определенный состав ванадия и азота и их соотношение обеспечивают при аустенизации сохранение 10–15 %мас. первичной нитридной фазы, тормозит рост аустенитного зерна, а при высоком отпуске – обеспечивает дисперсионное внутризеренное выделение некогерентной нитридванадиевой фазы в феррите размером 4–40 нм и расстоянием между частицами 60–100 нм (рис. 1).

Уменьшение содержания углерода в стали обосновано данными исследований в работах [1, 2] по влия-

нию содержания углерода в стали на ее механические свойства и на вязкость разрушения  $K_{Ic}$  (рис. 2, 3).

При определении элементов и их количества для повышения эффективности твердорастворного упрочнения стали учли данные работы [8] по оценке твердорастворного упрочнения по зависимости:

$$\sigma_{T3} = \sum KiCi,$$

где  $Ki$  – коэффициент упрочнения  $\alpha$ -железа при легировании любым элементом в количестве 1 %мас., МПа;  $Ci$  – концентрация элемента, который растворяется в  $\alpha$ -железе, %.  $Ki$  для разных элементов составляет: C + N – 467; Mn – 3,3; Si – 8,6; Cr – 3,1; Ni – 3,0; Mo – 1,1; Al – 6,0; Cu – 3,9; P – 69,0; V – 0,3; Ti – 8,2. Из элементов замещения практически только Mn и Si не образуют самостоятельных избыточных фаз при распаде аустенита, а также имеют существенно более низкую себестоимость.

Положительное влияние легирования марганцем на повышение предела текучести и ударную вязкость (KCU), а кремнием – на  $\sigma_T$  приведены в работе [9]. Так для стали, содержащей (%мас.): 0,35–0,55 C; 0,25–1,22 Si; 0,73–1,49 Mn; 0,08–1,0 Ni; 0,1–0,98 Cr

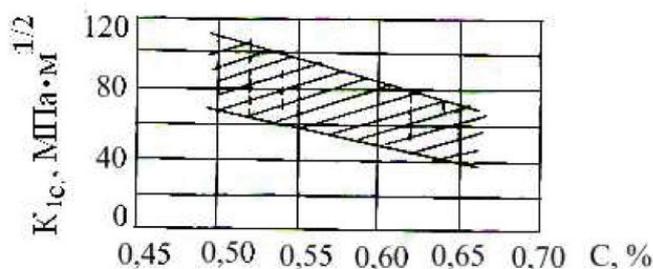


Рис. 2. Влияние содержания углерода на вязкость разрушения  $K_{Ic}$  колесной стали [1]

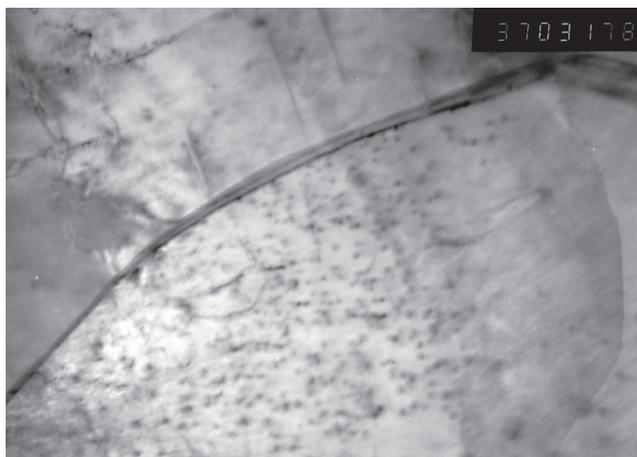


Рис. 1. Дисперсионная нитридванадиевая фаза в феррите модельного сплава Fe-V-N после гомогенизации при 1100 °C и отпуске при 550 °C

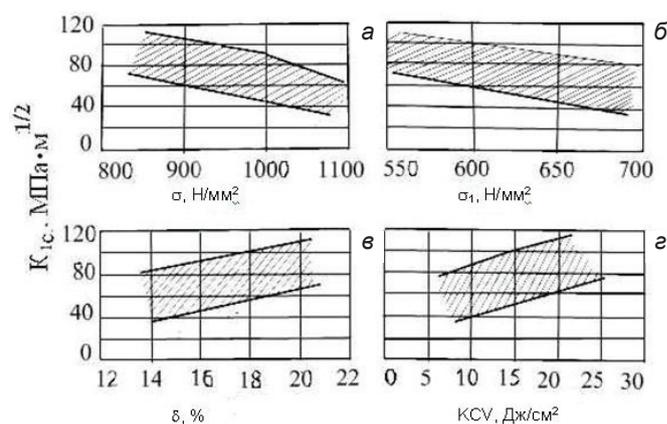


Рис. 3. Зависимость вязкости разрушения  $K_{Ic}$  от механических свойств колесных сталей [1]

Таблица 1

#### Элементный состав исследованных сталей

Номер марки стали	Элементный состав, %мас. (остаток Fe)									
	C	Si	Mn	V	N	(VxN)·10 <sup>-4</sup>	Cr	S	P	Al
№ 1, стандартная	0,61	0,17	0,56	0,098	0,006	5,8	0,18	0,015	0,012	0,060
№ 4, КАФ	0,51	0,67	0,81	–	–	29,8	0,37	0,025	0,025	0,014

$\leq 0,11$ ;  $0,0088-0,017$ ; N и нормализованной от  $800-1000$  ° C, установлены следующие статистические зависимости:

$$\sigma_T = 297 - 148 \lg D_n - 1,2 d_3 + 408C + 68Si + 123Mn + 28Ni + 102Cr + 1343V + 1290N,$$

$$KCU = 2,1 - 2,99C + 0,16Mn + 0,239C - 0,22Si - 0,09Ni - 2,39V - 4,19N - 0,31 \lg D_n + 0,79 d_3,$$

где  $D_n$  – диаметр прута;  $d_3$  – номер зерна аустенита.

В работе [3] приведен пример, как за счет одно-временного применения оптимальной технологии дисперсионного нитридванадиевого упрочнения и твердорастворного упрочнения марганцем и кремнием достигается существенное, в  $1,35-1,60$  раз, повышение прочности и ударной вязкости среднеуглеродистой стали практически без снижения ее пластичности (табл. 2). И наконец, в работах ученых Института черной металлургии НАН Украины [10–18] установлено положительное влияние твердорастворного упрочнения кремнием и марганцем на механические и функциональные свойства сталей для железнодорожных колес.

Изготовление опытных сталей проходило в одних условиях их выплавки, разливки, горячего деформирования и термической обработки. Так, стали выплавляли в  $160$  кг индукционной печи ИСТ  $0,16$  с кислой футеровкой тигля, разливали в песчано-глинистые формы клиновидной литейной пробы массой  $40$  кг, которые прокатывали на штабы толщиной  $16$  мм на реверсивном прокатном стане Skoda 355/500.

Металлографический анализ методами микроскопии проводили на микроскопах МИМ–8М (Ленинградское опытно-механическое объединение), ЕРІТУР фирмы «Carl Zeiss Jena» (ФРГ), а электронно-микроскопический анализ – на электронном микроскопе ЭМ–125К сумского завода электронных микроскопов и растровом микроскопе РЕММА–102 с микроанализатором SELMI.

Механические свойства определяли на универсальной гидравлической машине INSTRON Satea 300LX (Великобритания), а усталостную стойкость методом симметричного консольного изгиба плоского образца при заданной амплитуде деформации – на установке объединенного института машиностроения НАН Беларуси при уровне циклических напряжений  $400-600$  МПа.

Циклическую трещиностойкость исследовали на термогидравлической машине фирмы BISS (Индия) в Физико-механическом институте НАН Украины по определению параметров  $\Delta K_{th}$  – пороговое значение размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) у вершины трещины, ниже которого трещина не растет, и  $\Delta K_{fc}$  – критическое значение размаха

КИН, выше которого трещина теряет устойчивость и начинает развиваться спонтанно.

Износостойкость при сухом трении скольжения исследовали по уменьшению массы и линейном износе образца на машине M22M0 по схеме вал (стандартная рельсовая сталь М76Ф по ГОСТ 4344:2004 с твердостью 390 НВ) – палец (образец опытной колесной стали) при контактном напряжении образцов  $3$  МПа, скорости взаимного перемещения  $1$  м/с и пути трения  $1,2$  км.

Износостойкость при сухом трении качения с проскальзыванием до  $3$  % определяли по линейному износу на «Программно-аппаратном комплексе ПАК» в Национальном авиационном университете Минвуза Украины (Киев) по схеме «ролик-ролик», где один ролик – это опытные колесные стали, а второй – стандартная рельсовая сталь М76М по ГОСТ 4344:2004 с твердостью 390 НВ. Контактное напряжение образцов –  $140$  МПа, скорость взаимного перемещения –  $2,4$  м/с, путь трения –  $6,22-7,41$  км.

Повреждаемость по линейному износу поверхности качения модельного колеса в условиях контактной усталости пары «колесо – рельс» за счет расслоения металла и питтингообразования проводили на стенде Физико-механического института НАН Украины, где модельное колесо из опытных колесных сталей, а рельс – из стандартной рельсовой стали М76М с твердостью 390 НВ. Давление в зоне контакта образцов –  $750$  МПа, скорость перемещения зоны контакта –  $0,25$  м/с, путь трения –  $25$  км.

Схема эксперимента исследования склонности сталей к трещинообразованию за счет  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  (мартенсит) превращений при сверхскоростном локальном поверхностном нагреве металла выше температур  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  и последующем сверхбыстром охлаждении, приведена на рис. 4. Показателем является ширина поверхностной мартенситной зоны образцов.

**Результаты и их обсуждение.** Одним из требований действующего межгосударственного стандарта ГОСТ 10791-2011 на железнодорожные колеса является формирование в ободу колеса структуры тонкопластинчатого перлита, которая, по общепризнанной точке зрения, обеспечивает максимальную износостойкость по сравнению с другими типами структуры при действующих уровнях прочности, пластичности и вязкости металла.

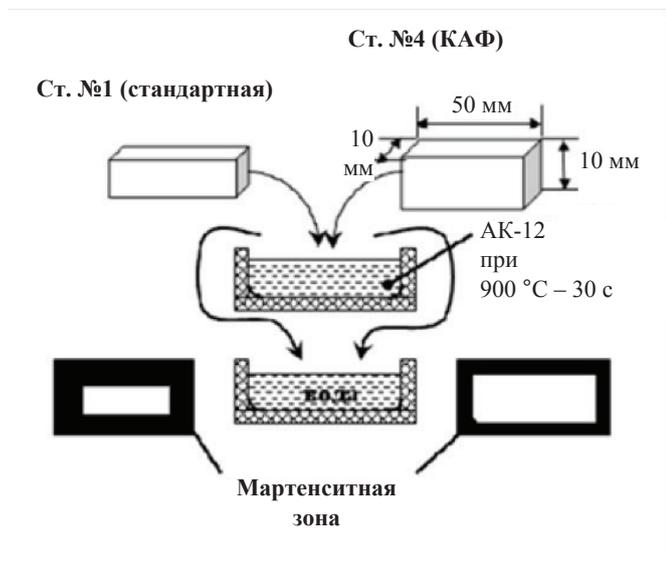
В производстве такая структура после аустенизирующего нагрева формируется за счет спреерного водо-воздушного охлаждения обода колеса. В экспериментах для образцов опытных колесных сталей применяли метод прерывной закалки: охлаждение от температуры аустенизации в воде до потемнения образцов, то есть до температуры

Таблица 2

**Механические свойства сталей марок 30ХЛ и 30ХГСАФЛ после закалки и высокого отпуска [3]**

Марка стали	$\sigma_b$	$\sigma_T$	$\delta$	$\psi$	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
	МПа		%		
30ХЛ	636	540	12	34	46
30ГСАФЛ	984	868	14	31	62

Стали содержат (%мас.): 30ХЛ: 0,33С, 0,22Мn, 0,35Si, 0,62Cr. 30ХГСАФЛ: 0,34С; 0,95Мn; 0,92Si; 0,60Cr; NхV =  $9,6 \cdot 10^{-4}$



**Рис. 4.** Схема эксперимента исследования склонности к образованию мартенсита при  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  (мартенсит) превращениях

500÷550 °C, которая для сталей этого класса ниже температуры «носа» диаграммы изотермического распада аустенита [5, 14, 19].

Температура аустенизации и время составляли: для стандартной стали принятые в производстве  $t_{\text{аустениз}} = 860 \text{ °C}$  и  $\tau_{\text{аустениз}} = 0,5 \text{ ч}$ , а для опытной стали  $t_{\text{аустениз}} = 950 \text{ °C}$  и  $\tau_{\text{аустениз}} = 1 \text{ ч}$ .

Температура и время высокого отпуска составляли: для стандартной стали:  $t_{\text{отпуска}} = 460 \text{ °C}$  и  $\tau_{\text{отпуска}} = 2 \text{ ч}$ , а для опытной стали –  $t_{\text{отпуска}} = 550 \text{ °C}$  и  $\tau_{\text{отпуска}} = 2 \text{ ч}$ .

Параметры аустенизации и отпуска для опытной стали были определены при исследовании фазово-

го перераспределения азота и ванадия и формирования структуры при этих технологических процессах [4, 5, 6, 20].

По приведенным данным в табл. 3 и на рис. 5 видно, что опытная сталь № 4 (КАФ) с комплексным дисперсионным нитридным и твердорастворным упрочнением по сравнению со стандартной сталью № 1 имеет более дисперсное аустенитное зерно и составляющие перлита, а также измененное количество фазовых составляющих: уменьшение перлита, увеличение феррита и появление нижнего бейнита. Это является следствием таких механизмов: уменьшение углеродного эквивалента; снижение температур  $\gamma \rightarrow \alpha$  (перлит, бейнит) за счет твердорастворного азота [3, 5, 6].

Разработанная сталь КАФ существенно превышает стандартную по прочности (на 49 %  $\sigma_{0,2}$ ) и ударной вязкости, как при комнатных, так и низких температурах: по KCU и KCV при 20 °C на 52–72 % и KCV при -40 °C – на 27 % (табл. 4). Повышение прочности стали связано с диспергированием перлитных составляющих, зернограницным упрочнением и дисперсионным нитридванадиевым упрочнением феррита, а повышение вязкости – с увеличением феррита и диспергированием аустенитного зерна. Повышение KCV при -40 °C говорит об улучшении хладостойкости, а повышение  $\sigma_{0,2}$  при повышенных температурах – об улучшении теплостойкости стали (табл. 5).

Повышение теплостойкости стали связано с более высокой термодинамической стойкостью нитридов ванадия к коагуляции по сравнению с карбидами ванадия и, тем более, нелегированного и легированного цементита [21, 22].

Сталь КАФ преобладает над стандартной по усталостной прочности (рис. 6) и циклической трещиностойкости (рис. 7).

Таблица 3

#### Параметры структуры термообработанных сталей

Сталь	Термообработка	Структура			
		Балл зерна аустенита	Содержание фаз, об. %		
			перлит	феррит	нижний бейнит
№ 1 (стандартная)	$t_{\text{аустениз}} = 860 \text{ °C}$ $\tau_{\text{аустениз}} = 0,5 \text{ ч}$ $t_{\text{отпуск}} = 460 \text{ °C}$ $\tau_{\text{отпуск}} = 2 \text{ ч}$	5–6	95	5	0
№ 4 (КАФ)	$t_{\text{аустениз}} = 950 \text{ °C}$ $\tau_{\text{аустениз}} = 2 \text{ ч}$ $t_{\text{отпуск}} = 550 \text{ °C}$ $\tau_{\text{отпуск}} = 2 \text{ ч}$	7–8	65	25	10

Таблица 4

#### Механические свойства сталей

Сталь	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	KCU, Дж/см <sup>2</sup>	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	
	МПа		%			+20 °C	-40 °C
№ 1(стандартная)	866	542	16,8	42	83	21	11
№ 4(КАФ)	1025	806	17,7	53	143	32	14

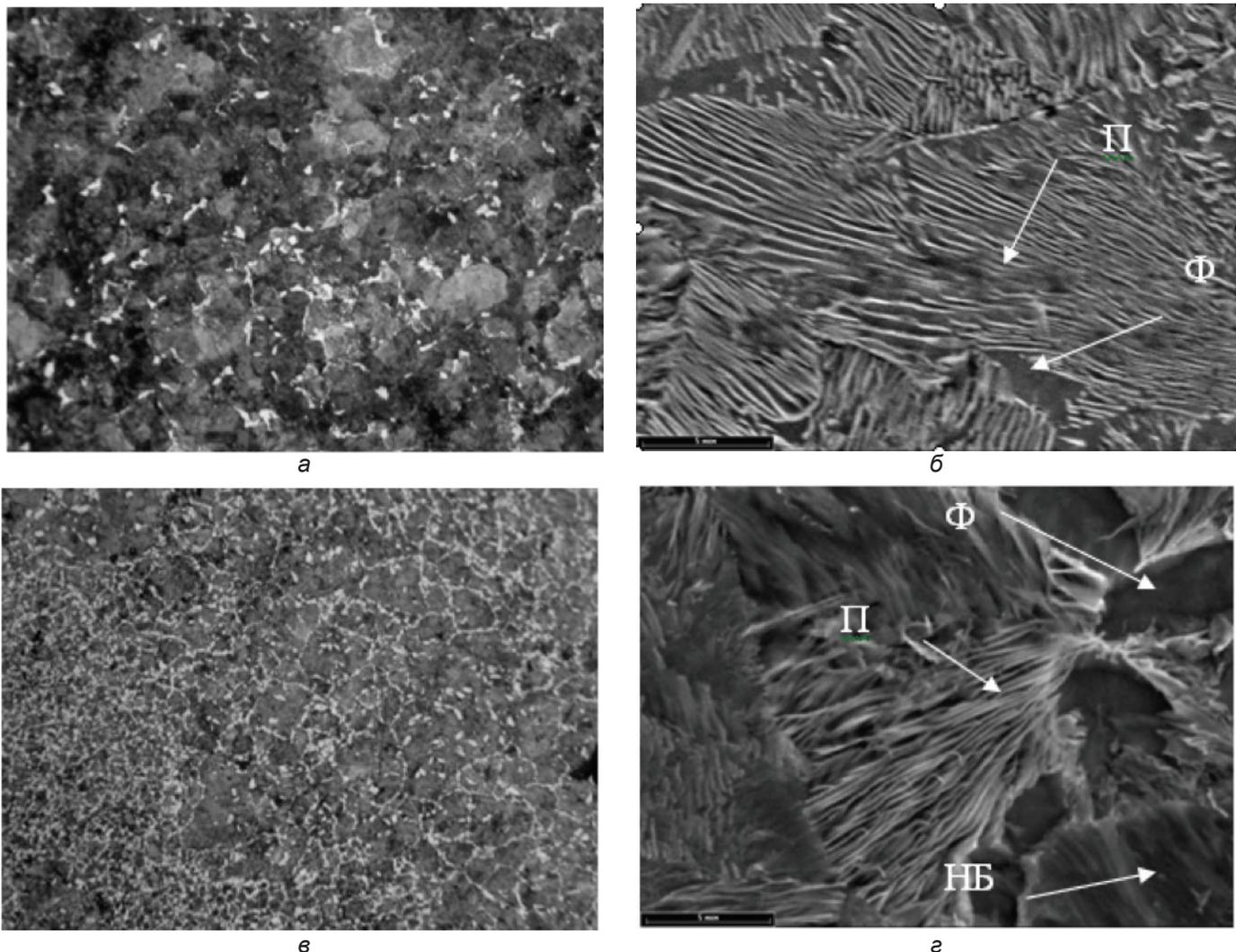


Рис. 5. Микроструктура термообработанных сталей: а, б – № 1(стандартная), в, г – № 4 (КАФ); а, в – х200; б, г – х5000

Повышение усталостной стойкости и циклической трещиностойкости стали КАФ главным образом связано с улучшением соотношения прочности, пластичности и вязкости металла [3]. Особенно важно повышение предела текучести, так как для достижения в локальных зонах напряжения выше предела текучести требует большей внешней нагрузки или большего количества циклов [23].

Повышенная прочность и теплостойкость обеспечивают повышенную в 2,5 раза износостойкость стали КАФ при сухом трении скольжения. Так, в паре со стандартной рельсовой сталью марки М76Ф с твердостью 390 НВ износ стали КАФ составил 0,045 г/км, а стандартной стали – 0,12 г/км. При этом практически не изменился коэффициент трения пар: 0,35 – для пары со стандартной колесной сталью и 0,33 – со сталью КАФ.

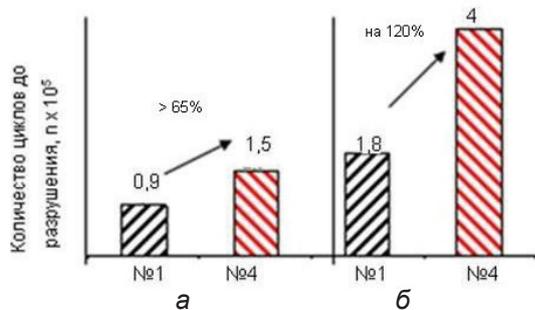
Повышенная усталостная стойкость обеспечивает повышение до 2-х раз износостойкости при сухом трении качения с проскальзыванием до 3 % (рис. 8) и снижение на 60 % повреждаемости поверхности качения модельного колеса в условиях контактной усталости пары «колесо – рельс» за счет расслоения металла и питтингообразования (рис. 9). В обоих случаях в паре со стандартной рельсовой сталью М76Ф с твердостью 390 НВ.

Установлено, что сталь КАФ существенно более устойчива к трещинообразованию при поверхностном локальном сверхбыстром нагреве выше температур  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  и быстром последующем охлаждении за счет теплоотвода в металл в зонах контакта колеса с рельсом при юзе первого. При  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  (мартенсит) фазовом превращении формируется поверхностная

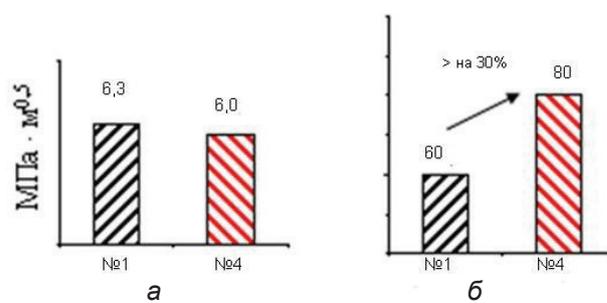
Таблица 5

#### Предел текучести

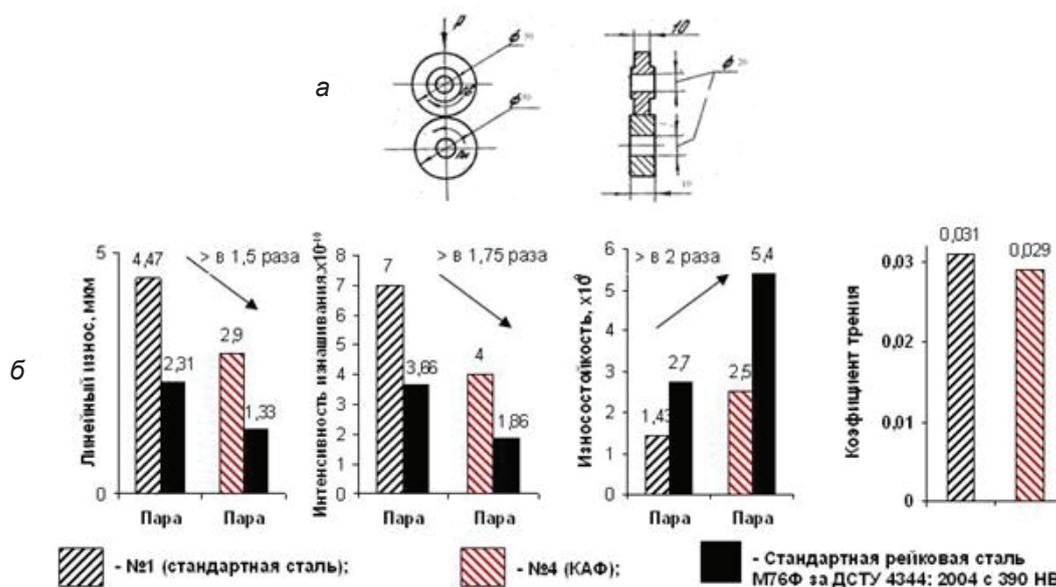
Сталь	Температура испытаний, °С					
	20	300	400	500	600	700
№ 1(стандартная)	605	530	490	320	190	90
№ 4 (КАФ)	790	700	610	410	305	110



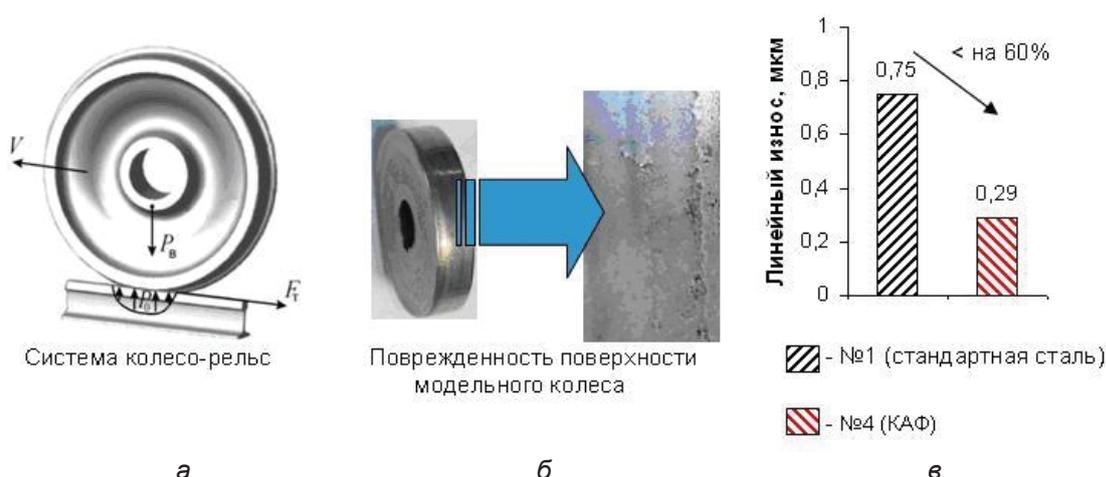
**Рис. 6.** Количество циклов до разрушения ( $n$ ) сталей № 1 (стандартная) и № 4 (КАФ): а – образцы после термической обработки; б – после дополнительного термоциклирования по режиму: 20 °С → 500 °С (15 мин) → вода – 100 циклов



**Рис. 7.** Параметры циклической трещиностойкости  $\Delta K_{th}$  (а) и  $\Delta K_{тс}$  (б) сталей: № 1 – (стандартная), № 4 – (КАФ)



**Рис. 8.** Схема исследования (а) и параметры износа колесных сталей № 1 (стандартная) и № 4 (КАФ) в паре со стандартной рельсовой сталью М76Ф с твердостью 390НВ (б) при трении качения с проскальзыванием до 3 %



**Рис. 9.** Схема исследования (а), повреждаемость поверхности качения модельного колеса (б), линейный износ сталей № 1 (стандартная) и № 4 (КАФ) (в)

или подповерхностная пленка хрупкого мартенсита, которая является зародышем питтингообразования и выкрашивания металла. В стали КАФ этот процесс тормозится. Так средняя толщина поверхностной

мартенситной зоны закаленных образцов для стандартной стали составила 72 мкм, а для стали КАФ – 28 мкм, то есть в 2,5 раза меньше. Металлографический анализ показал, что толщина аустенитной зоны

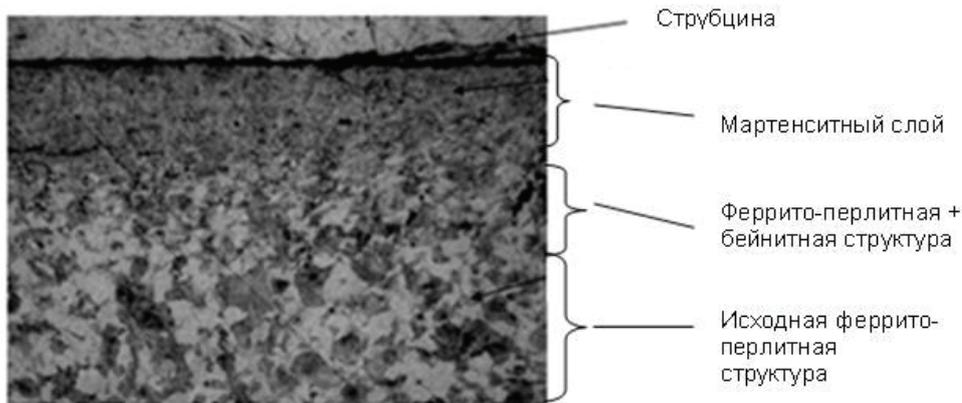


Рис. 10. Микроструктура (x400) стали № 4 (КАФ) после эксперимента с  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  (мартенсит) превращением

при нагревании, что фиксируется границей между начальной феррито-перлитной структурой и более дисперсной бейнитной и перлитной структурой, которые сформировались при высокой скорости охлаждения, для обеих сталей почти одинаковы (рис. 10).

Сокращение мартенситной зоны связано со снижением стабильности аустенита к  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению в перлитной области и повышением температуры Mn нитридванадиевой фазой, которая не растворилась при сильно неравновесных условиях нагрева. Этот процесс для сталей мартенситного класса зафиксирован и рассмотрен авторами в работе [3].

## Выводы

Экспериментальные данные показывают, что применение разработанной стали КАФ с комплексным дисперсионным нитридванадиевым и твердора-

створным упрочнением кремнием и марганцем и сниженным до 0,50–0,55 % углерода прогнозирует:

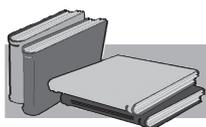
- повышение на 30–50 % допустимой нагрузки на ось;

- повышение в 1,5–2,0 раза срока возникновения магистральных хрупких трещин в ободке колеса и усталостной стойкости колес при эксплуатации;

- повышение в 1,6–2,0 раза износостойкости реборды и поверхности качения колеса;

- снижение в 2–2,5 раза склонности к образованию дефектов типа «ползун», как за счет повышения  $\sigma_{0,2}$  при температурах ниже  $A_{c1}$ , так и снижения склонности к трещинообразованию при  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  (мартенсит) превращениях при температурах выше  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ .

Для подтверждения этих прогнозов начата деятельность по организации проведения опытно-промышленных испытаний стали на профильных предприятиях и в «Укрзализнице».

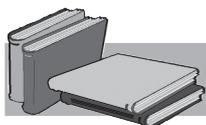


## ЛИТЕРАТУРА

1. Гетманова М. Е., Гриншпон А. С., Сухов А. В. и др. Влияние неоднородности структуры и неметаллических включений на вязкость разрушения колесной стали // Сталь. – 2007. – № 9. – С. 96–99.
2. Осташ О. П., Андрейко І. М., Кулик В. В. та ін. Втомна довговічність сталей залізничних коліс // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 3. – С. 93–102.
3. Бабаскин Ю. З., Шипицын С. Я., Кирчу И. Ф. Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой – Киев: Наук. думка, 2005. – 371 с.
4. Шипицын С. Я., Степанова Т. В., Лев І. Е. та ін. Перерозподіл азоту та ванадію при аустенізації сталі з нитридним зміцненням для залізничних коліс // Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 2. – С. 8–13.
5. Шипицын С. Я., Короленко Д. М., Шишкін А. Е. та ін. Вплив нитридного зміцнення на фазові перетворення та формування структури високовуглецевої сталі при охолодженні після аустенізації // Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 4. – С. 3–10.
6. Шипицын С. Я., Лиховец Д. І., Жорник В. І. та ін. Вплив дисперсійного нитридного зміцнення на формування структури високовуглецевих сталей // Металознавство та обробка металів. – 2017. – № 4. – С. 31–39.
7. Шипицын С. Я., Жорник В. І., Кулик В. В. та ін. Втомна витривалість високовуглецевих сталей з різною морфологією цементитної фази // Металознавство та обробка металів. – 2018. – № 1. – С. 36–43.
8. Гольдштейн М. И., Фарбер В. М. Дисперсионное упрочнение стали. – Москва: Металлургия, 1979. – 208 с.
9. Танака Йошихару. Влияние химического состава, величины зерна и скорости охлаждения на механические свойства низколегированной среднеуглеродистой стали // Тэцу то хаганэ. – 1983. – № 5. – 507 с.
10. Узлов И. Г., Моисеева Л. А., Мирошниченко Н. Г. и др. Вязкость разрушения среднеуглеродистой колесной стали в разных структурных состояниях // Сталь. – 1996. – № 4. – С. 51–54.

11. Узлов И. Г., Бабаченко А. И., Дементьева Ж. А. Исследование влияния величины действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению углеродистой стали // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2002. – № 5. – С. 52–54.
12. Узлов И. Г., Узлов К. И., Козловский А. И. и др. Экспериментальное производство железнодорожных колес повышенной износостойкости // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2004. – № 1. – С. 44–48.
13. Узлов И. Г., Узлов К. И., Батюшкин И. Е. и др. Определение структурного состояния и свойств железнодорожных бандажей и рельсов с целью минимизации их износа в паре взаимодействия // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2009. – № 2. – С. 63 – 66.
14. Узлов И. Г., Евсюков М. Ф., Узлов К. И. и др. Анализ структурообразования микролегированной колесно-бандажной стали и построение диаграммы превращения аустенита при непрерывном охлаждении для выбора рациональной технологии ее термического упрочнения // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2010. – № 4. – С. 66–69.
15. Узлов И. Г., Нестеренко А. М., Узлов К. И. и др. Оценка влияния структурных факторов колесно-бандажных сталей на их конструктивную прочность при эксплуатации // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2010. – № 3. – С. 67–70.
16. Бабаченко А. И., Кононенко А. А., Дементьева Ж. А. и др. Исследование причин образования дефектов на поверхности качения высокопрочных колес в процессе эксплуатации // *Залізничний транспорт України*. – 2010. – № 5. – С. 35–38.
17. Бабаченко А. И., Тогобицкая Д. Н., Козачок А. С. и др. Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодорожных колес // *Металознавство та термічна обробка металів*. – 2014. – № 4. – С. 34–48.
18. Бабаченко А. И. Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей. – Днепропетровск ГВУЗ «ПГАСА», 2015. – 350 с.
19. Тылкин М. А. Справочник термиста ремонтной службы. – Москва: Metallurgiya, 1981. – 648 с.
20. Шипицын С. Я., Степанова Т. В., Лиховей Д. И. и др. Влияние дисперсионного нитридного упрочнения на параметры  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения в высокоуглеродистых сталях // *Процессы литья*. – 2017. – № 6. – С. 38–44.
21. Бабаскин Ю. З., Шипицын С. Я. Анализ эффективности легирования ванадием и азотом теплостойких сталей // *Сталь*. – 2010. – № 4. – С. 85–88.
22. Бабаскин Ю. З., Шипицын С. Я. Стали с нитридной фазой для кузнечно-прессового инструмента горячего деформирования // *Сталь*. – 2010. – № 2. – С. 68–70.
23. Марченко В. Г., Раб В. М. Механизм трещинообразования в углеродистых сталях при усталости // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1978. – № 1. – 56 с.

Поступила 27.08.2018



## REFERENCES

1. Getmanova, M.E., Grinshpon, A.S., Sukhov, A.V. et al. (2007). Influence of the heterogeneity of the structure and nonmetallic inclusions on the viscosity of the collapse of the wheel steel [*Vliianie neodnorodnosti struktury i nemetallicheskih vklucheniia na viazkost' razrusheniia kolesnoi stali*]. *Stal'*, no. 9, pp. 96–99 [in Russian].
2. Ostash, O.P., Andreiko, I.M., Kulik, V.V. et al. (2007). Fatigue durability of steels of railway wheels [*Vtomna dovhovichnist' stalei zaliznychnykh kolis*]. *Fyzyko-khimichna mekhanika materialiv*, no. 3, pp. 93–102 [in Ukrainian].
3. Babaskin, Yu.Z., Shipitsyn, S.Ya., Kirchu, I.F. (2005). Structural and special steels with a nitride phase [*Konstruktivniye i spetsial'nye stali s nitridnoi fazoi*]. *Kyiv: Naukova dumka*, 371 p. [in Ukrainian].
4. Shipitsyn, S.Ya., Stepanova, T.V., Lev, I.Ye. et al. (2014). Redistribution of nitrogen and vanadium in the austenization of steel with nitride strengthening for railway wheels [*Pererozpodil azotu ta vanadiu pry austenizatsii stali z nitrydnyim zmitsnenniam dlia zaliznychnykh kolis*]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, no. 2, pp. 8–13 [in Ukrainian].
5. Shipitsyn, S.Ya., Korolenko, D.M., Shishkin, A.Ye. et al. (2014). Effect of nitride strengthening on phase transformations and formation of the structure of high-carbon steel upon cooling after austenization [*Vplyv nitrydnoho zmitsnennia na fazovi peretvorennia ta formuvannia struktury vysokovuhletsevoi stali pry okholodzhenni pislia austenizatsii*]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, no 4, pp. 3–10 [in Ukrainian].
6. Shipitsyn, S.Ya., Lykhovey, D.I., Zhornik, V.I. et al. (2017). Effect of dispersion nitride strengthening on the formation of the structure of high-carbon steels [*Vplyv dyspersynoho nitrydnoho zmitsnennia na formuvannia struktury vysokovuhletsevykh stalei*]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, no 4, pp. 31–39. [in Ukrainian].
7. Shipitsyn, S.Ya., Zhornik, V.I., Kulik, V.V. et al. (2018). Fatigue resistance of high-carbon steels with different morphology of the cementite phase [*Vtomna vytryvalist' vysokovuhletsevykh stalei z riznoi morfolohieiu tsementytnoi fazy*]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, no 1, pp. 36–43 [in Ukrainian].
8. Gol'dshteyn, M.I., Farber, V.M. (1979). Dispersion strengthening of steel [*Dispersionnoe uprochnenie stali*]. *Moscow: Metallurgiya*, 208 p. [in Russian].
9. Tanaka Yoshiharu. (1983). Effect of chemical composition, grain size and cooling rate on the mechanical properties of low-alloyed medium-carbon steel [*Vliianie khimicheskogo sostava, velichiny zerna i skorosti okhlazhdeniia na mekhanicheskie svoistva nizkolegirovannoi sredneuglerodistoi stali*]. *Tetsu to khagane*, no. 5, 507 p. [in Russian].
10. Uzlov, I.G., Moiseeva, L.A., Miroshnichenko, N.G. et al. (1996). Viscosity of destruction of medium-carbon wheel steel in different structural states [*Viazkost' razrusheniia sredneuglerodistoi kolesnoi stali v raznykh strukturykh sostoianniakh*]. *Stal'*, no. 4, pp. 51–54 [in Russian].

11. Uzlov, I.G., Babachenko, A.I., Dement'eva, Zh.A. (2002). Investigation of the effect of the actual grain value on wear resistance and resistance to brittle fracture of carbon steel [Issledovanie vliianiia velichiny deistvitelnogo zerna na iznosostoykost' i soprotivlenie khrupkomu razrusheniiu uglerodistoi stali]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, no. 5, pp. 52–54 [in Russian].
12. Uzlov, I.G., Uzlov, K.I., Kozlovskiy, A.I. et al. (2004). Experimental production of railway wheels of increased wear resistance [Eksperimental'noe proizvodstvo zheleznodorozhnykh koles povyshennoi iznosostoykosti]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, no. 1, pp. 44–48 [in Russian].
13. Uzlov, I.G., Uzlov, K.I., Batiushkin, I.Ye. et al. (2009). Determination of the structural state and properties of railway tires and rails in order to minimize their wear and tear in a pair of interactions [Opredelenie strukturnogo sostoiianiia i svoystv zheleznodorozhnykh bandazhei i rel'sov s tsel'iu minimizatsii ikh iznosa v pare vzaimodeystviia]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, no. 2, pp. 63–66 [in Russian].
14. Uzlov, I.G., Yevsiukov, M.F., Uzlov, K.I. et al. (2010). Analysis of the structure formation of microalloyed wheel-bandage steel and the construction of a transformation diagram of austenite under continuous cooling for the selection of a rational technology for its thermal hardening [Analiz strukturoobrazovaniia mikrolegirovannoi kolesno-bandazhnoi stali i postroenie diagrammy prevrashcheniia austenita pri nepreryvnom okhlazhdenii dlia vybora ratsional'noi tekhnologii ee termicheskogo uprochneniia]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, no. 4, pp. 66–69 [in Russian].
15. Uzlov, I.G., Nesterenko, A.M., Uzlov, K.I. et al. (2010). The impact of structural factors of wheel-bandage steels on their structural durability during operation [Otsenka vliianiia strukturnykh faktorov kolesno-bandazhnykh staley na ikh konstruktivnuiu prochnost' pri ekspluatatsii]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, no. 3, pp. 67–70 [in Russian].
16. Babachenko, A.I., Kononenko, A.A., Dement'eva, Zh.A. et al. (2010). Investigation of the causes of the formation of defects on the rolling surface of high-strength wheels in the process of operation [Issledovanie prichin obrazovaniia defektov na poverkhnosti kacheniiia vysokoprochnykh koles v protsesse ekspluatatsii]. *Zaluznichnyi transport Ukrainy*, no. 5, pp. 35–38 [in Russian].
17. Babachenko, A.I., Togobitskaia, D.N., Kozachok, A.S. et al. (2014). Conceptual basis for the choice of the chemical composition of steel for railway wheels [Kontseptual'nye osnovy vybora khimicheskogo sostava stali dlia zheleznodorozhnykh koles]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv*, no. 4, pp. 34–48 [in Russian].
18. Babachenko, A.I. (2015.) Reliability and durability of railway wheels and tires [Nadezhnost' i dolgovechnost' zheleznodorozhnykh koles i bandazhei]. *Dnepropetrovsk GVUZ "PGASA"*, 350 p. [in Russian].
19. Tylkin, M.A. (1981). Thermist repair service: Reference book [Spravochnik termista remontnoi sluzhby]. *Moscow: Metallurgiya*, 648 p. [in Russian].
20. Shipitsyn, S.Ya., Stepanova, T.V., Lykhovey, D.I. et al. (2017). Influence of dispersion nitride strengthening on the parameters of  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation in high-carbon steels [Vliianiye dispersionnogo nitridnogo uprochneniia na parametry  $\gamma \rightarrow \alpha$  prevrashcheniia v vysokouglerodistykh staliakh]. *Protsessy lit'ia*, no. 6, pp. 38–44 [in Russian].
21. Babaskin, Yu.Z., Shipitsyn, S.Ya. (2010). Analysis of the efficiency of alloying with vanadium and nitrogen heat-resistant steels [Analiz effektivnosti legirovaniia vanadiem i azotom teplostoikikh staley]. *Stal'*, no. 4, pp. 85–88 [in Russian].
22. Babaskin, Yu.Z., Shipitsyn, S.Ya. (2010). Steel with a nitride phase for a press-forging tool of hot deformation [Stali s nitridnoi fazoi dlia kuznechno-pressovogo instrumenta gorjachego deformirovaniia]. *Stal'*, no. 2, pp. 68–70 [in Russian].
23. Marchenko, V.G., Rab, V.M. (1978). Mechanism of cracking in carbon steel with fatigue [Mekhanizm treshchinoobrazovaniia v uglerodistykh staliakh pri ustalosti]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, no. 1, pp. 56 [in Russian].

Received 27.08.2018

## Анотація

**С. Я. Шипицин**<sup>1</sup>, д-р техн. наук, зав. відділу, e-mail: odus@ptima.kiev.ua; **О. П. Остах**<sup>2</sup>, д-р техн. наук, проф., зав. відділу; **В. В. Кулик**<sup>3</sup>, канд. техн. наук, асистент кафедри; **І. Ф. Кірчу**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, пров. наук. співробітник; **В. Г. Новицький**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, пров. наук. співробітник

<sup>1</sup>Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

<sup>2</sup>Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

<sup>3</sup>ДВНЗ Національний університет «Львівська політехніка», Львів, Україна

## Нова сталь для залізничних коліс з підвищенням ресурсом

Наведено експериментальні дані щодо фізико-механічних і функціональних властивостей розробленої нової колісної сталі умовної марки КАФ з комплексним дисперсійним нітридванадієвим і твердорозчинним зміцненням кремнієм і марганцем та зниженим вмістом вуглецю. Показано її переваги над стандартною сталлю за міцністю, в'язкістю, втомною витривалістю, зносостійкістю, зниженою схильністю до утворення дефектів типу «повзун».

## Ключові слова

Колісна сталь, дисперсійне і твердорозчинне зміцнення, фізико-механічні і функціональні властивості.

## Summary

**S. Ya. Shipitsyn**<sup>1</sup>, Doctor of Engineering Sciences, Head of Department, e-mail: odus@ptima.kiev.ua; **O. P. Ostash**<sup>2</sup>, Doctor of Engineering Sciences, Prof., Head of Department; **V. V. Kulik**<sup>3</sup>, Candidate of Engineering Sciences, Assistant of Department; **I. F. Kirchu**<sup>1</sup>, Candidate of Engineering Sciences, Leading Researcher; **V. G. Novitsky**<sup>1</sup>, Candidate of Engineering Sciences, Leading Researcher

<sup>1</sup>*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine*

<sup>2</sup>*Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine, Lviv, Ukraine*

<sup>3</sup>*Lviv Politechnic National University, Lviv, Ukraine*

## New steel for railway wheels with increased service life

*Experimental data on the physico-mechanical and functional properties of the developed new wheel steel of the conventional brand CAF with complex dispersive nitride-vanadium and solid-solution silicon and manganese strengthening and reduced carbon content are presented. Its advantages over standard steel are shown in strength, toughness, fatigue strength, wear resistance, reduced tendency to form «slider» defects.*

## Keywords

*Wheel steel, dispersion and solid-solution strengthening, physico-mechanical and functional properties.*