

**С. Я. Шипицын, Ю. З. Бабаскин, Т. В. Степанова, В. П. Короленко, Н. Я. Золотарь, Д. Н. Короленко, О. П. Осташ\*, В. И. Жорник\*\***

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

\*Физико-механический институт им. Г. В. Карпенка НАН Украины, Львов

\*\*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск

## **Высокоуглеродистые стали с дисперсионным нитридным упрочнением для транспортного и других видов машиностроения**

*Полученные данные по теплостойкости и износостойкости подтверждают целесообразность и возможность разработки высокоуглеродистых сталей для различных отраслей машиностроения и, прежде всего, для транспортного, с высоким уровнем прочности, усталостной выносливости, теплостойкости и износостойкости при трении скольжения и качения за счет дополнительного дисперсионного упрочнения и смены морфологии карбидной фазы с пластинчатой на сферическую.*

**Ключевые слова:** высокоуглеродистые стали, дисперсионное нитридное упрочнение, структура, механические свойства, теплостойкость, износостойкость

**В**ысокоуглеродистые до- и эвтектоидные конструкционные высокопрочные и износостойкие стали применяются практически во всех отраслях машиностроения. Во-первых, это железнодорожный транспорт (рельсы, колеса), тяжелое машиностроение (прокатные валки, детали трансмиссий и дробильных машин), сельскохозяйственное машиностроение (бороны, культиваторы, плуги, цепи элеваторов) и детали узлов других видов машиностроения, эксплуатирующихся в условиях статической и циклической нагрузки, абразивного и других видов износа.

В современном теоретическом и практическом металл- и материаловедении определено, что по износостойкости углеродистые стали с пластинчатой морфологией цементитной фазы существенно превосходят стали со сферической формой цементита, а по вязкости разрушения и усталостной прочности – наоборот, имеют преимущество последние. Так, изменение сферической формы цементита на пластинчатую повышает от 30 % до 3 раз износостойкость сталей и чугунов [1], в то же время уменьшает в 2 и более раз предел усталостной прочности углеродистой и низколегированной сталей [2], на 15-20 % – циклическую трещиностойкость в чугунах и почти в 2 раза – в сталях [3].

Анализ литературных источников показал, что целенаправленные исследования относительно уровня комплекса таких свойств высокоуглеродистых сталей, как усталостная прочность и износостойкость при изменении морфологии цементитной фазы в странах СНГ и дальнего зарубежья не проводились.

Следствием этого является то, что Межгосударственные стандарты стран СНГ рекомендуют для поверхностных рабочих слоев рельсов и колес структуру тонкопластинчатого перлита, обеспечивающую высокую износостойкость металла при трении скольжения, но, как говорилось ранее, имеющую существенно низкие показатели усталостной прочности,

что ухудшает износостойкость при трении качения и способствует развитию усталостного разрушения рельсов и колес.

Хотя авторы статьи также не проводили целенаправленных исследований в этом направлении, результаты последних лет в рамках проекта Р7.8 программы «Ресурс» НАН Украины «Повышение эксплуатационной надежности и долговечности комплекса «железнодорожные рельсы-колеса-тормозные колодки» за счет улучшения механических и триботехнических свойств рельсовых и колесных сталей и коллоидного чугуна нового поколения» (2010-2012гг.) показали, что модифицирование и дисперсионное нитридное упрочнение высокоуглеродистых сталей со сферической цементитной фазой (закалка на мартенсит и высокий отпуск) повышает износостойкость при трении скольжением в 1,8-2,2 раза [4]. Это прогнозирует возможность создания новых высокоуглеродистых сталей, в частности для железнодорожных рельсов и колес, со сферической цементитной фазой, которые по комплексу показателей усталостной прочности и износостойкости будут существенно превышать стандартные стали с пластинчатой морфологией цементитной фазы.

Системные фундаментальные исследования на протяжении нескольких десятилетий во ФТИМС НАН Украины и опыт промышленного применения показали, что технология микролегирования азотом и ванадием является методом коренного повышения всего комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств литейных и деформированных углеродистых, низколегированных и легированных сталей разного функционального назначения. Впервые было установлено, что необходимым условием эффективной реализации микролегирования азотом и ванадием является не только оптимизация процесса дисперсионного нитридного упрочнения, но и влияние азота и 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, морфология карбидных фаз при распаде пересыщенного твердого раствора аустенита и феррита, развитие вторичной химической и структурной неоднородности, в том числе зернограницной. Важным преимуществом разработанных во ФТИМС НАН Украины сталей, микролегированных азотом и ванадием, является одновременное существенное повышение их статической и циклической прочности, статической и циклической вязкости разрушения, тепло- и термостойкости, износостойкости, прокаливаемости, свариваемости, понижение или полное устранение склонности к природному, деформационному и тепловому охрупчиванию [5].

В данной работе приведены результаты исследований по влиянию микролегирования азотом и ванадием на механические свойства, теплостойкость и износостойкость высокоуглеродистых сталей с различным видом структуры – перлитной, бейнитной, мартенситной, полученных при охлаждении после аустенизации.

Опытные стали выплавляли в 3-х и 30-ти килограммовых индукционных печах с основной футеровкой с разливкой в чугунные кокили емкостью 3,5 и 15 кг. Полученные слитки диаметром 7 и 10 см ковали на заготовки образцов при температуре 1100-900 °С с последующим высоким отпуском при 650-670 °С для снижения твердости под механическую обработку.

Оптимальное количество ванадия и азота в сталях определяли из условия эффективных стабилизации и диспергирования аустенитного зерна при аустенизации и дисперсионного нитридного упрочнения при высоком отпуске. Это условие достигается сохранением в сталях при аустенизации 10-15 % избыточных высокотемпературных нитридванадиевых частиц от их теоретического количества для случая полного связывания азота и ванадия в сталях в нитриды [5].

Для высокоуглеродистых сталей в данной работе оптимальные количества азота и ванадия, а также оптимальные температуры аустенизации определяли по температурной зависимости размера аустенитного зерна при разных содержаниях азота и ванадия (рис. 1) и данных химического фазового анализа, согласно которому при аустенизации сталей с 0,6-0,8 % мас. углерода фазовое распределение азота и ванадия между твердым раствором и нитридной фазой подчиняется следующей зависимости:

$$\text{Lg}[V] \cdot [N] = (-3766) / T + 0,715,$$

где: [V] и [N] – азот и ванадий в твердом растворе (%мас.); T – температура (K).

В табл. 1 приведен химический анализ стандартной стали 80ГФ и стали 80ГАФ с дисперсионным ни-

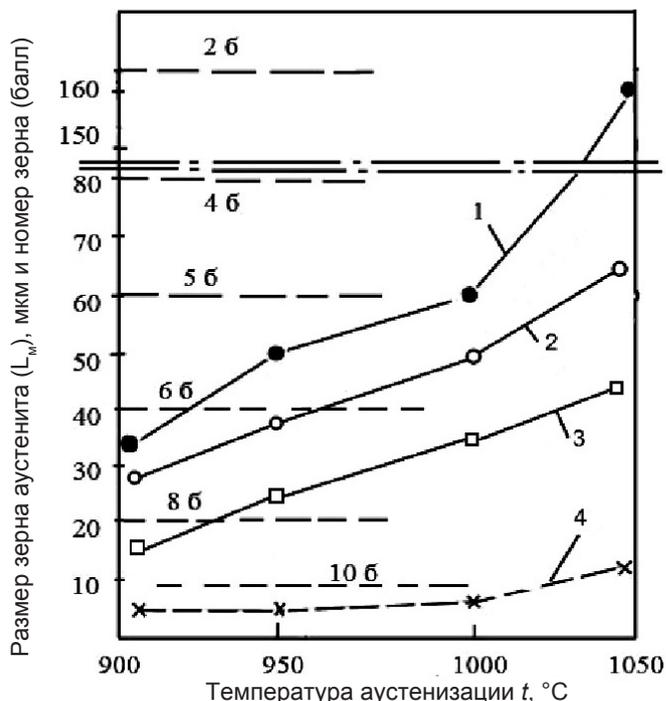


Рис. 1. Зависимость размера аустенитного зерна по длине иголок мартенсита ( $L_m$ ) и номеру зерна от температуры аустенизации высокоуглеродистой стали: 1 – стандартная сталь марки 60СГФ; 2-4 – стали 60СГАФ с нитридванадиевым упрочнением: 2 –  $N \cdot V = 0,00132$ , 3 –  $N \cdot V = 0,00210$ , 4 –  $N \cdot V = 0,00462$

тридным упрочнением для определения механических свойств металла.

Температура и длительность аустенизации составляли: для стали 80ГФ – 900 °С-0,5 ч, 80ГАФ – 950 °С-1 ч. Для получения перлитной структуры стали нормализовали, для мартенситной – калили в масле, а для бейнитной – проводили изотермическую закалку.

В случае получения образцов со структурой нижнего бейнита, учитывая значительное различие образцов по геометрии, размерам и массе, экспериментально определили режим изотермической закалки образцов в зависимости от массы и геометрии образцов.

Необходимым условием получения в металле структуры нижнего бейнита является высокая скорость охлаждения в зоне перлитного и верхнего бейнита  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения и время выдержки при температуре  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения нижнего бейнита, достаточной для завершения процесса превращения. В качестве быстрого охлаждения в зоне перлитного и верхнего бейнитного  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения применяли охлаждение образцов в воде с температурой 12-20 °С от температуры аустенизации до прогнозируемой температуры  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения в зоне формирования структуры нижнего бейнита. Эту температуру 350-400 °С и время выдержки при ней определяли по литературным данным (табл. 2) [6], а

Таблица 1

#### Химический состав сталей 80ГФ и 80ГАФ

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	V	N	V · N	Al	S	P	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
	%мас.											
80ГФ	0,76	0,28	0,67	0,19	0,087	0,005	$4,35 \cdot 10^{-4}$	0,010	0,031	0,031	$9,7 \cdot 10^{-3}$	$1,07 \cdot 10^{-4}$
80ГАФ	0,74	0,38	0,88	0,26	-	-	$15,19 \cdot 10^{-4}$	0,015	0,032	0,037	$12,9 \cdot 10^{-3}$	$3,4 \cdot 10^{-4}$

Критические точки и данные изотермического  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения высокоуглеродистых сталей [6]

Марка стали	$A_{c1}$	$A_{c3}$	$M_n$	$t_{ауст.}$	$t_{«носа»}$	$\tau_{«носа»}$	$\tau_{400}$ (начало-конец)	$\tau_{350}$ (начало-конец)
	°C						с	
50Г(0,5С; 0,91 Mn)	720	760	320	850	550	1-10	10-60	15-18
55(0,54С; 0,46 Mn)	720	760	290	870	570-580	0,5-2,0	6-60	8-180
65(0,64С; 0,22Si; 0,68Mn)	720	740	280	-	570-580	<0,5-6,0	2-60	8-360
65Г(0,64С; 0,1Si; 13Mn)	720	740	270	840	500-530	1,0-50,0	5-120	20-360
75(0,75С; 0,331Si; 0,7Mn, 0,17Cr; 0,2Ni)	725	745	230	800	550	2,0-60,0	10-18	30-600

Примечание:  $t_{«носа»}$  и  $\tau_{«носа»}$  – температура и длительность  $\gamma \rightarrow \alpha$  (П) – превращения в области «носа» С-образных кривых изотермического превращения сталей  $\tau_{400}$  и  $\tau_{350}$  – длительность  $\gamma \rightarrow \alpha$  (бейнит) изотермического превращения сталей при температурах 400 и 350 °C

время выдержки при охлаждении в воде – экспериментально (рис. 2).

На рис. 3 приведены механические свойства сталей с перлитной, мартенситной и бейнитной структурой при отпуске в диапазоне температур 450 °C (температура отпуска стандартных рельсовых и колесных сталей) – 600 °C (оптимальная температура

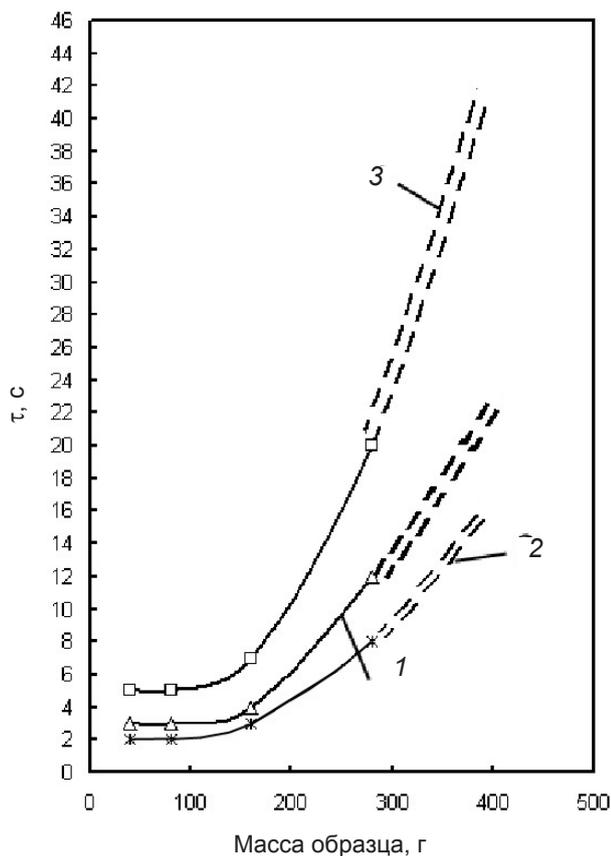


Рис. 2. Время охлаждения в воде от температуры аустенизации до 400 °C (температура  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения в зоне формирования нижнего бейнита) в зависимости от веса образца: 1 – время снижения температуры от  $t_{ауст.} \sim 900$  до  $\sim 550$  °C (потемнение образца) при охлаждении в воде при  $t = 12$  °C; 2 – время снижения температуры от 550 до 400 °C при охлаждении в воде при  $t = 18$  °C; 3 – суммарное время снижения температуры  $t_{ауст.}$  от  $\sim 900$  °C до температуры бейнитного превращения 400 °C (нижний бейнит) при охлаждении в воде при  $t = 12-20$  °C; — — — экспериментальные данные; === } – графическая интерполяция

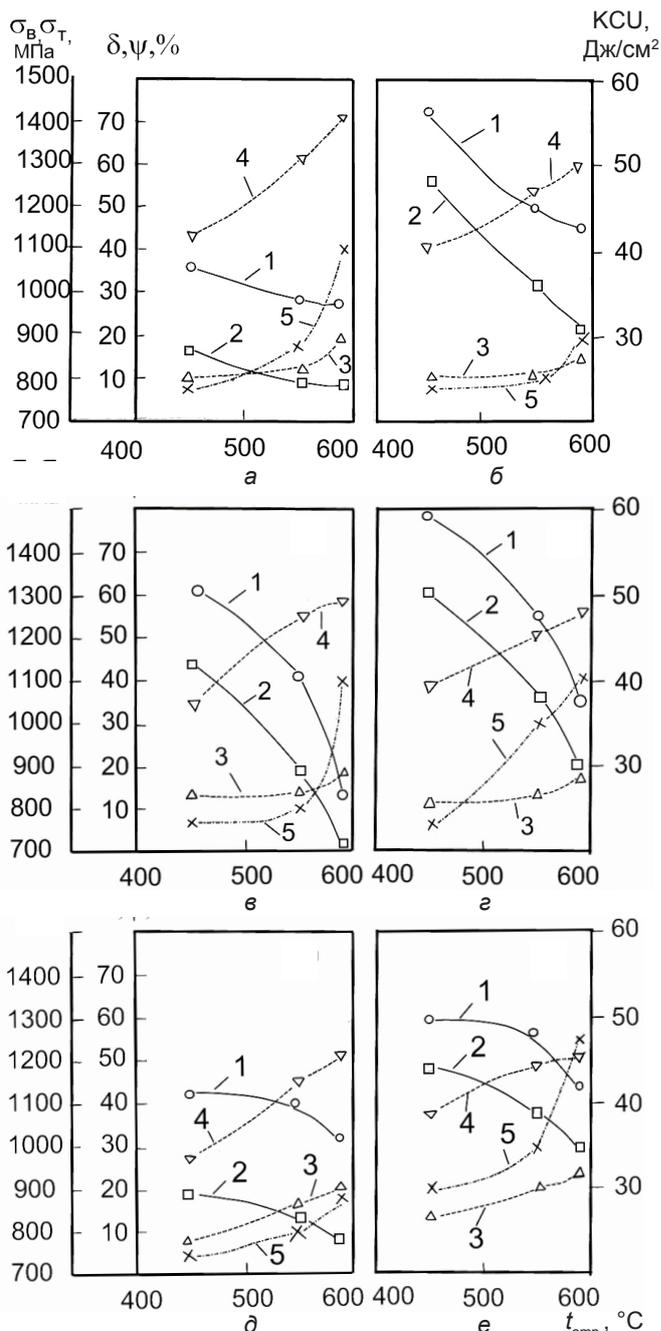


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на механические свойства сталей 80ГФ (а, в, д) и 80ГАФ (б, г, е), нормализованных (а, б), закаленных на мартенсит (в, г) и после изотермической закалки на бейнит (д, е); 1 –  $\sigma_B$ , 2 –  $\sigma_T$ , 3 –  $\delta$ , 4 –  $\psi$ , 5 – КСУ

для дисперсионного выделения упрочняющих наноразмерных частиц нитридов ванадия в феррите).

Из приведенных данных видно, что сталь с нитридным упрочнением при всех типах структуры и во всем температурном интервале отпуска при близких значениях пластичности ( $\delta$ ,  $\psi$ ) и ударной вязкости (КСУ) существенно превышает стандартную по прочностным характеристикам. Так с перлитной структурой  $\sigma_b$  повышается на 180-370 МПа, а  $\sigma_T$  – на 145-400; с мартенситной структурой –  $\sigma_b$  на 190-220, а  $\sigma_T$  – на 140-190; с бейнитной структурой  $\sigma_b$  – на 120-160, а  $\sigma_T$  – на 250-300 (табл. 3).

Также следует отметить, что стали с бейнитной структурой имеют меньшую склонность к разупрочнению при повышении температуры отпуска, при этом дисперсионное нитридное упрочнение повышает не только прочность, но и ударную вязкость металла (рис. 3, д, е).

Снижение дисперсионным нитридным упрочнением интенсивности разупрочнения стали при повышении температуры отпуска сопровождается повышением теплостойкости металла, которую определяли по снижению его твердости при провоцирующем отпуске при 550 °С (рис. 4). Химический состав исследуемых стандартной 70Г2Ф и с дисперсионным нитридным упрочнением 70Г2АФ сталей приведен

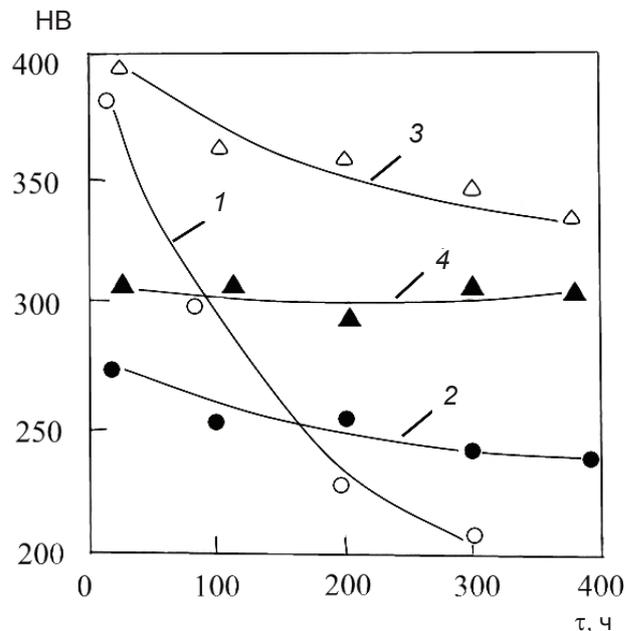


Рис. 4. Теплостойкость сталей по снижению твердости при провоцирующем отпуске при 550 °С; 1, 2 – сталь 70Г2Ф; 3, 4 – 70Г2АФ. Предварительная термообработка: 1, 3 – закалка – отпуск; 2, 4 – нормализация + отпуск (температуры закалки, нормализации и отпуска приведены в табл. 6)

Таблица 3

**Повышение прочностных свойств стали дисперсионным нитридным упрочнением**

Структура после аустенизации	Температура отпуска, °С	$\sigma_b$		$\sigma_T$	
		МПа	%	МПа	%
Перлит	450	370	35	400	47
	550	220	22	230	29
	600	180	19	145	19
Мартенсит	450	190	15	140	14
	550	140	13	160	18
	600	220	26	190	27
Бейнит	450	120	16	300	34
	550	160	15	250	30
	600	130	13	220	28

в табл. 4, а их механические свойства – в табл. 5.

Из данных рис. 4 следует, что, во-первых, обе стали со структурой отпущенного мартенсита по теплостойкости уступают сталям с перлитной структурой, а, во-вторых, сталь с дисперсионным нитридным упрочнением при обоих видах структуры по теплостойкости значительно превышает стандартную. При этом она при структуре отпущенного мартенсита превышает по теплостойкости стандартную с перлитной структурой.

Таблица 4

**Химический состав сталей 70Г2Ф и 70Г2АФ**

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	V	N	VxN	Al	S	P
	%мас.									
70Г2Ф	0,71	0,19	1,44	0,13	0,12	0,007	$8,4 \cdot 10^{-4}$	0,011	0,023	0,039
70Г2АФ	0,64	0,18	1,35	0,62	-	-	$34,4 \cdot 10^{-4}$	0,014	0,230	0,040

Таблица 5

**Механические свойства сталей 70Г2Ф и 70Г2АФ**

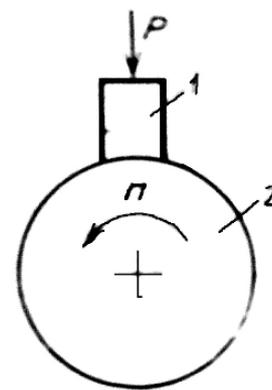
Марка стали	Номер $\gamma$ -зерна по ГОСТ 5639-82	Термообработка	Температура отпуска, °С	$\sigma_b$	$\sigma_T$	$\delta$	$\psi$	КСУ Дж/см <sup>2</sup>
				МПа		%		
70Г2Ф	7	закалка от 900 °С	450	1294	1050	9,7	28	22
		нормализация от 900 °С	450	1082	816	11,0	39	25
70Г2АФ	8	закалка от 970 °С	600	1388	1276	12,0	55	44
		нормализация от 970 °С	600	1118	937	17,3	50	30



а



б



в

**Рис. 5.** Внешний вид установки на износостойкость при сухом трении скольжения: а – внешний вид установки; б – контр-тело; в – схема износа: 1 – образец; 2 – контртело

Таблица 6

**Износостойкость при сухом трении скольжения сталей 70Г2Ф и 70Г2АФ**

Марка стали	Термообработка	Твердость, НВ	Потеря веса образца, ΔР, г	Относительная износостойкость, ε	t <sub>раз.</sub> , °С	Коэффициент трения
70Г2Ф	закалка от 900 °С на мартенсит + отпуск 450 °С	390	0,076	1,00	170	0,50
	нормализация от 900 °С на перлит + отпуск 450 °С	270	0,066	1,15	130	0,40
70Г2АФ	закалка от 970 °С на мартенсит + отпуск 600 °С	400	0,036	2,11	105	0,38
	нормализация от 970 °С на перлит + отпуск 600 °С	300	0,030	2,53	135	0,48

Примечание: ε – отношение потери веса образца с минимальной износостойкостью к потере веса остальных образцов; t<sub>раз.</sub> – температура разогрева образца при испытании

Данные по теплостойкости сталей коррелируют с их износостойкостью при сухом трении скольжения (табл. 6). Испытания на износостойкость проводили на установке, разработанной в ИПМ НАН Украины, внешний вид которой, контртело и образец приведены на рис. 5. В качестве контртела использовали сталь 60Г с твердостью 60 HRC. Частота вращения контртела составляла 5 мин<sup>-1</sup>, усилие на образец 20Н, а давление 0,196 МПа. Интенсивность изнашивания определяли по потере массы образца взвешиванием на аналитических весах ВЛР-200Г с погрешностью 0,0001 г.

Из табл. 6 видно, что при близких значениях твердости, сталь с дисперсионным нитридным упрочнением более чем в 2 раза превышает по износостойкости стандартную как со структурой отпущенного мартенсита, так и перлита.

Полученные данные по теплостойкости и износостойкости подтверждают целесообразность и возможность разработки высокоуглеродистых сталей для различных отраслей машиностроения и прежде всего для транспортного, с высоким уровнем прочности, усталостной выносливости, теплостойкости и износостойкости при трении скольжения и качения за счет дополнительного дисперсионного нитридно-

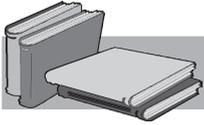
го упрочнения и смены морфологии карбидной фазы с пластинчатой на сферическую.

**Выводы**

Дисперсионное нитридное упрочнение при всех типах структуры (перлит, мартенсит, бейнит) и во всем температурном интервале отпуска (450-600 °С) при близких значениях пластичности и вязкости металла существенно на 145-400 МПа повышает σ<sub>в</sub> и σ<sub>т</sub> высокоуглеродистой стали.

Стали со структурой отпущенного мартенсита по теплостойкости уступают сталям с перлитной структурой. Дисперсионное нитридное упрочнение при обоих видах структуры существенно повышает теплостойкость стали. При этом уровень теплостойкости стали с нитридным упрочнением со структурой отпущенного мартенсита значительно выше, чем у стандартной стали с перлитной структурой.

При близких значениях твердости металла сталь с дисперсионным нитридным упрочнением более, чем в 2 раза превышает по износостойкости при сухом трении скольжения стандартную сталь, как со структурой отпущенного мартенсита, так и перлита.



## ЛИТЕРАТУРА

1. *Беспалов С. А.* Металловедческие аспекты в процессах разрушения металлических материалов при трении // Успехи физики металлов. – 2009. – Т. 10. – № 4. – С. 415-436.
2. Материалы в машиностроении. Конструкционная сталь. – М.: Машиностроение, 1967. – Т. 2. – 496 с.
3. Структура та опір руйнуванню залізовуглецевих сплавів / О. П. Остах, І. П. Волчок, О. Б. Колотілкін та інш. – Львів: Національна академія наук України, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка, 2001. – 272 с.
4. Нові рейкові та колісні сталі і колодковий чавун для залізничного транспорту недалекого майбутнього. / В. П. Гаврилюк, Ю. З. Бабаскін, С. Я. Шипицин та інш. – Збірник статей за результатами цільової комплексної програми НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» за 2010-2012 рр. – Київ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. – 2012. – С. 426-429.
5. *Бабаскин Ю. З., Шипицын С. Я., Кирчу И. Ф.* Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – Киев: Наук. думка, 2005. – 371 с.
6. *Тылкин М. А.* Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия. – 1981. – 648 с.

### Анотація

*Шипицин С. Я., Бабаскін Ю. З., Степанова Т. В., Короленко В. П., Золотар Н. Я., Короленко Д. М., Остах О. П., Жорник В. І.*

Високовуглецеві сталі з дисперсійним нітридним зміцненням для транспортного та інших видів машинобудування

*Отримані дані з теплостійкості та зносостійкості підтверджують доцільність та можливість розробки високовуглецевих сталей для різних галузей машинобудування, насамперед для транспортного, з високим рівнем міцності, втомної витривалості, теплостійкості та зносостійкості при терті ковзання та кочення за рахунок додаткового дисперсійного нітридного зміцнення та зміни морфології карбідної фази з пластинчатої на сферичну.*

### Ключові слова

*високовуглецеві сталі, дисперсійне нітридне зміцнення, структура, механічні властивості, теплостійкість, зносостійкість*

### Summary

*Shipitsin S. Ya., Babaskin Yu. Z., Stepanova T. V., Korolenko V. P., Zolotar N. Ya., Korolenko D. M., Ostash O.P., Zhornik V. I.*

High-carbon steel with a nitride dispersion strengthening for transport and other types of engineering

*The data of the heat resistance and durability confirms the feasibility and the possibility of developing high-carbon steels for various branches of engineering and, above all, for a transport, with high strength, fatigue endurance, heat resistance and wear resistance in sliding and rolling due to the additional nitride inforcement and change the morphology of the carbide lamellar phase on spherical.*

### Keywords

*high-carbon steels, nitride dispersion inforcement, structure, mechanical properties, heat resistance, wear resistance*

Поступила 10.09.14