



# ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ МЕХАНИКА

УДК 669.141.24

**П.А. ВИТЯЗЬ**, академик, д-р техн. наук, профессор  
руководитель аппарата НАН Беларуси  
Президиум НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

**В.И. ЖОРНИК**, д-р техн. наук, доцент  
заведующий лабораторией наноструктурных и сверхтвердых материалов<sup>1</sup>  
E-mail: zhornik@inmash.bas-net.by

**В.А. КУКАРЕКО**, д-р физ.-мат. наук, доцент  
начальник Центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения<sup>1</sup>  
E-mail: csimt@tut.by  
<sup>1</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

**С.Я. ШИПИЦЫН**, д-р техн. наук, профессор  
заведующий отделом дисперсионного упрочнения сплавов  
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев, Украина

**Е.И. МОСУНОВ**  
старший научный сотрудник лаборатории наноструктурных и сверхтвердых материалов<sup>2</sup>

**С.А. КОВАЛЕВА**  
старший научный сотрудник лаборатории наноструктурных и сверхтвердых материалов<sup>2</sup>  
E-mail: sveta\_kovaleva@tut.by  
<sup>2</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

Статья поступила 19.03.2015.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И ВАНАДИЕМ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

*Приведены результаты исследований структуры и свойств высокоуглеродистых доэвтектоидных и эвтектоидных сталей, легированных ванадием и азотом при циклическом тепловом и силовом воздействии в зависимости от типа их структуры (перлитной, бейнитной, мартенситной), формы, дисперсности и распределения частиц цементитной фазы, а также механических испытаний при растяжении и сжатии сталей до и после термоциклирования. Показано, что снижение циклической долговечности легированных сталей с исходной мартенситной и бейнитной структурой обусловлено коагуляцией цементитных фаз. Отмечается существенное возрастание циклической долговечности для сталей с исходной перлитной структурой.*

**Ключевые слова:** высокоуглеродистые легированные стали, термообработка, микроструктура, термоциклирование, усталостная долговечность, прочность

**Введение.** Высокоуглеродистые доэвтектоидные и эвтектоидные стали находят широкое применение в качестве конструкционных и триботехнических материалов для широкого спектра изделий машиностроения: железнодорожный

транспорт (рельсы, колеса), тяжелое технологическое оборудование (прокатные валки, детали трансмиссий и дробильных машин), сельскохозяйственная техника (бороны, культиваторы, плуги, цепи элеваторов), детали узлов других изделий машино-

строения, эксплуатирующихся в условиях высокой статической и циклической нагрузки, абразивного и других видов изнашивания.

Известно, что механические и триботехнические свойства углеродистых сталей в значительной степени обусловлены морфологией цементитной фазы. В частности, по износостойкости углеродистые стали с пластинчатой морфологией цементитной фазы существенно превосходят стали со сферической формой цементита, а по вязкости разрушения и усталостной прочности — наоборот, стали со сферическим цементитом имеют преимущество перед сталями с пластинчатым цементитом. Так, например, изменение сферической формы цементита на пластинчатую повышает в 1,3–3 раза износостойкость сталей и чугунов [1] и, в то же время, уменьшает предел усталостной прочности в 2 раза и более для углеродистых и низколегированных сталей и на 15–20 % для чугунов [2, 3].

Микролегирование высокоуглеродистых сталей азотом и ванадием способно оказывать затормаживающее действие на деградацию их структуры при циклическом тепловом и силовом воздействиях, которая в основном происходит за счет процессов коагуляции цементитных фаз, а также развития вторичной микрохимической и структурной неоднородности [4, 5]. Повышение прочностных свойств высокоуглеродистых сталей обычно достигается либо изменением их химического состава путем легирования, либо термической обработкой сталей.

В связи с этим целью работы явилось изучение закономерностей изменения структуры легированных азотом и ванадием высокоуглеродистых сталей в процессе циклического механического и термического воздействий, а также установление взаимосвязи структуры легированных сталей с их механическими и триботехническими свойствами.

**Материалы и методы исследований.** Образцы высокоуглеродистых сталей с химическим составом, приведенные в таблице 1, были выплавлены в индукционной печи ИСТ 0.16 с кислой футеровкой тигля под флюсом. Окончательная концентрация легирующих элементов в сталях корректировалась добавкой шихтовых материалов в расплав.

Стальные отливки после полного остывания подвергали противоблоковому отжигу. С целью формирования различной исходной структуры (бейнитной, перлитной, мартенситной) проведена термическая обработка сталей по режимам, приведен-

ным в [6]. Термоциклирование образцов с различным исходным структурным состоянием проводилось нагреванием до температуры 500 °С с выдержкой в течение 15 мин и последующим охлаждением в воде. Количество циклических теплосмен — 100.

Рентгеновские исследования образцов выполнялись на дифрактометре D8 ADVANCE фирмы «Bruker» в  $\text{CuK}_\alpha$  излучении в интервале углов  $2\theta = 20\text{--}120^\circ$  с шагом сканирования 0,1 и 0,01° и выдержкой на точке сканирования 6 с. Атомно-силовая микроскопия — на микроскопе NT-206 (пр-во ОДО «Микротестмашины», г. Гомель). Механические испытания на растяжение (ГОСТ 1497-84) и сжатие (ГОСТ 25.503-97) проводились на цилиндрических образцах на универсальной испытательной машине INSTRON Satec 300LX. Скорость нагружения составляла 2 и 5 мм/мин. Испытания образцов на усталость проводились по методу симметричного консольного изгиба плоского образца при заданной амплитуде деформации. Размеры рабочей части образца составляли 45 × 15 × (1,5–1,7) мм, частота нагружения — 24,7 Гц. Уровень циклических напряжений для испытываемых образцов — 400–460 МПа. Триботехнические испытания в условиях трения без смазочного материала проводились на автоматизированном трибометре АТВП, работающем по схеме возвратно-поступательного перемещения цилиндрического образца ( $\varnothing 10$  мм, высота 8 мм) по пластинчатому контртелу, с амплитудой 30 мм. Средняя скорость взаимного перемещения составляла  $\approx 0,1$  м/с. Удельная нагрузка испытаний составляла 1,5 МПа. Пластинчатое контртело (90 × 40 × 4 мм) изготавливалось из закаленной стали У8 (780–800 HV 30). Рабочие поверхности исследуемых образцов и контртела перед испытаниями подвергались шлифовке на абразивной бумаге с зернистостью М40. В процессе испытаний оценивались коэффициент трения и величина износа образцов. Оценка величины износа образцов осуществлялась гравиметрическим методом с использованием аналитических весов АДВ-200М. Испытания проводились до достижения 10 000 циклов с промежуточными взвешиваниями после каждых 1000–2000 циклов. Путь трения за один цикл испытаний составлял 0,06 м. Общий путь трения при испытаниях составил 600 м.

Дюрометрические исследования структурных составляющих сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ после термической обработки и окончательного отпуска

Таблица 1 — Химический состав плавки сталей и их маркировка

Маркировка плавки	Марка стали	Массовая доля элемента, %							
		C	Si	Mn	V	N	Cr	S	P
Б1	80Г2СФ	0,85	0,71	1,99	0,13	0,0037	0,40	0,024	0,055
Б2	70Г2САФ	0,71	0,43	1,64	0,17	0,010	0,69	0,017	0,049

выполнены на микротвердомере ПМТЗ-М при нагрузке 200 г и увеличении  $\times 800$ .

**Экспериментальные результаты и их обсуждение.** Изучено влияние содержания азота и ванадия, а также режима термической обработки на микроструктуру, механические, дюрометрические и триботехнические свойства доэвтектоидной (70Г2САФ) и эвтектоидной (80Г2СФ) сталей.

**Микроструктура.** На рисунке 1 приведены микроструктуры сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ после различных режимов термической обработки. Микроструктура стали 80Г2СФ после термической обработки на перлит (отжиг при 860 °С с охлаждением в засыпке и отпуск при 450 °С (2 ч)), представляет собой зернистый троостит с равномерно распределенными дисперсными карбидами железа, аномальными выделениями свободного феррита (в виде отдельных зерен 7–5 балла) и точечными неметаллическими включениями (см. рисунок 1 а). Микроструктура стали 70Г2САФ после подобной термической обработки на перлит (отжиг при 1000 °С с охлаждением в засыпке и отпуск при 600 °С (2 ч)) представляет собой

феррито-перлитную смесь с ферритными зернами 5–6 балла и дисперсными частицами карбида железа в зернах перлита (см. рисунок 1 з). В результате термообработки стали 80Г2СФ в температурном интервале бейнитного превращения (отжиг при 860 °С с охлаждением в печи при 400 °С и отпуск при 450 °С (2 ч)) сталь имеет микроструктуру мелкоигольчатого троостита отпуска с незначительным количеством равномерно распределенных выделений мелкодисперсных карбидов железа (см. рисунок 1 б).

Более высокие температуры отжига стали 70Г2САФ и повышенная температура отпуска (отжиг при 1000 °С с охлаждением в печи при 400 °С и отпуск при 600 °С (2 ч)) приводит к формированию крупноигольчатого троостита отпуска с равномерно распределенными мелкодисперсными карбидами железа (см. рисунок 1 д). Предварительная закалка от 860 °С в масле и отпуск при 450 °С стали 80Г2СФ приводит к образованию в ней среднеигольчатого троостита отпуска с незначительными равномерно распределенными ультрадисперсными карбидами железа (см. рисунок 1 в). Обработка на мартенсит стали 70Г2САФ (закалка от 1000 °С в масле и отпуск при 600 °С в течение 2 ч) приводит к образованию крупноигольчатого троостита отпуска с отдельными включениями грубоигольчатого троостита и равномерно распределенными ультрадисперсными карбидами железа (см. рисунок 1 е).

**Микро- и макротвердость.** Результаты измерения микротвердости  $HV_{0,2}$  структурных составляющих сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ приведены в таблице 2. Твердость закаленных сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ на уровне HRC 63–57 свидетельствует о высокой способности этих сталей воспринимать закалку. Проведение высокого отпуска для закаленных образцов при температуре 600 °С для стали 80Г2СФ и при температуре 450 °С для стали 70Г2САФ приводит к понижению твердости до HRC 37 и HRC 34 соответственно.

Уровень этих значений указывает на достаточно высокую устойчивость мартенситной структуры сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ по сравнению с нелегированными углеродистыми сталями У7, У8, для которых высокий отпуск вызывает падение твердости от HRC 62–64 до HB 187–207. Устойчивость мартенситной структуры сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ обеспечивают легирующие элементы Mn, V, Cr, N, которые тормозят распад мартенсита в процессе высокого отпуска.

**Структурно-фазовое состояние.** Морфология поверхности образцов стали 80Г2СФ и 70Г2САФ после термической обработки и окончательного отпуска, полученная с помощью АСМ-микроскопии, приведена на рисунке 2. В результате рентгеновских и металлографических исследований установлено, что светлые сферические частицы, расположенные на темном фоне АСМ-изображений, являются карбидами железа, которые выделились из ферритной матрицы сплава. Таким обра-

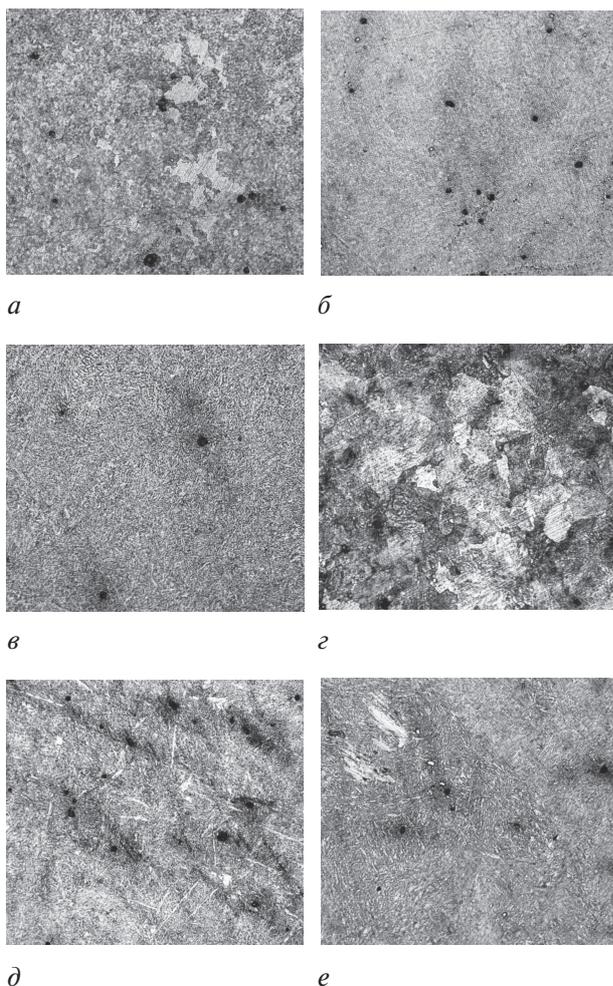


Рисунок 1 — Микроструктура стали 80Г2СФ (а, б, в) и 70Г2САФ (г, д, е) после термообработки для формирования феррито-перлитной структуры (а, г), структуры бейнита (б, д) и структуры мартенсита (в, е) (травление в 1 % растворе азотной кислоты в этиловом спирте,  $\times 400$ )

Таблица 2 — Микротвердость  $HV_{0,2}$  структурных составляющих сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ после термической обработки и окончательного отпуска

Обозначение образца	Структурные составляющие стали	Микротвердость, $HV_{0,2}$
Б1ПО	Зернистый троостит с равномерно распределенными дисперсными карбидами железа (рисунок 1 а)	200–205
Б1БО	Мелкоигольчатый троостит отпуска с незначительным количеством равномерно распределенных выделений мелкодисперсных карбидов железа (рисунок 1 б)	410–430
Б1МО	Среднеигольчатый троостит отпуска с незначительными равномерно распределенными ультрадисперсными карбидами железа (рисунок 1 в)	410–420
Б2ПО	Феррито-перлитная смесь с ферритными зернами 5–6 балла и дисперсными частицами карбида железа в зернах перлита (рисунок 1 з)	300–310
Б2БО	Крупноигольчатый троостит отпуска с равномерно распределенными мелкодисперсными карбидами железа (рисунок 1 д)	290–310
Б2МО	Крупноигольчатый троостит отпуска с отдельными включениями грубоигольчатого троостита и равномерно распределенными ультрадисперсными карбидами железа (рисунок 1 е)	350–360

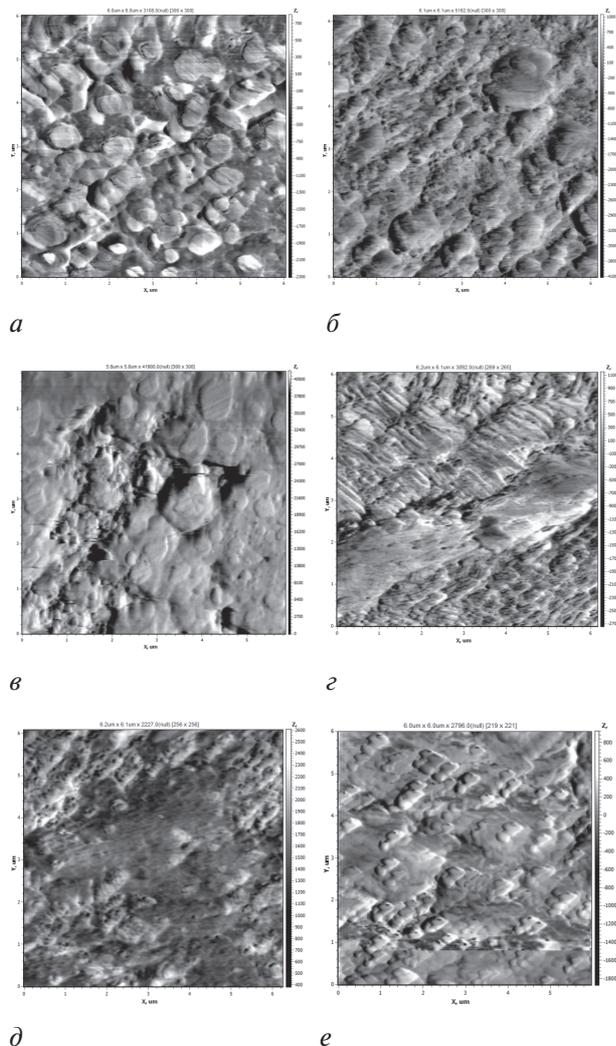


Рисунок 2 — Морфология поверхности стали 80Г2СФ (а, б, в) и 70Г2САФ (г, д, е) после термообработки для формирования феррито-перлитной структуры (а, г), структуры бейнита (б, д) и структуры мартенсита (в, е) (травление в 1 % растворе азотной кислоты в этиловом спирте, поле сканирования 6 мкм)

зом, морфологию микроструктуры в исследованных образцах формирует игольчатое строение феррита и троостита, а также выделение сферических карбидов из ферритной матрицы сплавов. Определение размера структурных составляющих показывает, что размеры карбидов железа в микроструктуре образца Б1ПО изменяются в интервале 0,2–1,0 мкм, в микроструктуре образца Б1БО — 0,2–0,4 мкм, в микроструктуре образца Б1МО — 0,1–0,5 мкм.

В микроструктуре образца Б2ПО размер карбидов варьируется в интервале 0,2–2,0 мкм, в структуре образца Б2БО — 0,2–1,0 мкм, а в микроструктуре образца Б2МО — 0,1–0,5 мкм. Анализ результатов изменения размеров карбидов железа после распада аустенита, произошедшего в температурном интервале перлитного, бейнитного и мартенситного превращений, показывает, что при понижении температурного интервала распада аустенита в микроструктуре сталей наблюдается уменьшение размеров карбидов железа от 1,0 до 0,1 мкм.

Результаты исследования зависимости фазового состава сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ от содержания в них ванадия (0,13 и 0,17 мас.%, соответственно) и азота (0,0037 и 0,01 мас.%, соответственно) показали, что увеличение концентрации ванадия и азота в этих сталях приводит к образованию при высоком отпуске избыточной фазы нитрида ванадия VN, которая способствует измельчению аустенитного зерна до 10–11 балла и его стабилизации, а также обеспечивает высокую степень упрочнения феррита.

По результатам рентгеноструктурного анализа установлено, что смещение температуры распада аустенита сталей из перлитной области в бейнитную и, особенно, в область мартенситного превращения сопровождается увеличением периода кристаллической решетки железа от  $a = 2,867(8) \text{ \AA}$  до  $a = 2,869(1) \text{ \AA}$  для стали 80Г2СФ и от  $a = 2,868(8) \text{ \AA}$

до  $a = 2,869(4)$  А для стали 70Г2САФ, при этом средний размер кристаллитов  $Fe_\alpha$  в стали 80Г2СФ уменьшается от  $L = 35$  до 28 нм, а в стали 70Г2САФ от  $L = 33$  до 30 нм.

**Механическая прочность.** Анализ данных по значениям модуля упругости  $E$ , условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , временного сопротивления (предела прочности)  $\sigma_B$ , а также характеристикам пластичности сталей при растяжении (рисунок 3, таблицы 3, 4) показывает, что в исходном состоянии (без термоциклирования) сталь 80Г2СФ после обработки на мартенсит (Б1МО) и бейнит (Б1БО) характеризуется более высокими прочностными характеристиками и низкой пластичностью по сравнению со сталью 70Г2САФ (Б2МО, Б2БО). Диаграммы сжатия сталей

80Г2СФ и 70Г2САФ приведены на рисунке 4. В таблицах 2 и 3 представлены значения условного предела текучести при сжатии  $\sigma_{0,2}^c$  образцов исследуемых сталей. Указанное различие, по-видимому, обусловлено более высоким содержанием углерода в стали 80Г2СФ и низкой температурой отпуска. В то же время при термообработке на перлит сталь 80Г2СФ (Б1ПО), напротив, имеет более низкие предел текучести и предел прочности по сравнению со сталью 70Г2САФ (Б2ПО). Повышенные прочностные свойства стали 70Г2САФ в перлитном состоянии (Б2ПО) могут быть вызваны присутствием в этой стали высокопрочных нитридов ванадия вследствие более высокого содержания в ней азота, хрома и ванадия по сравнению со сталью 80Г2СФ (Б1ПО).

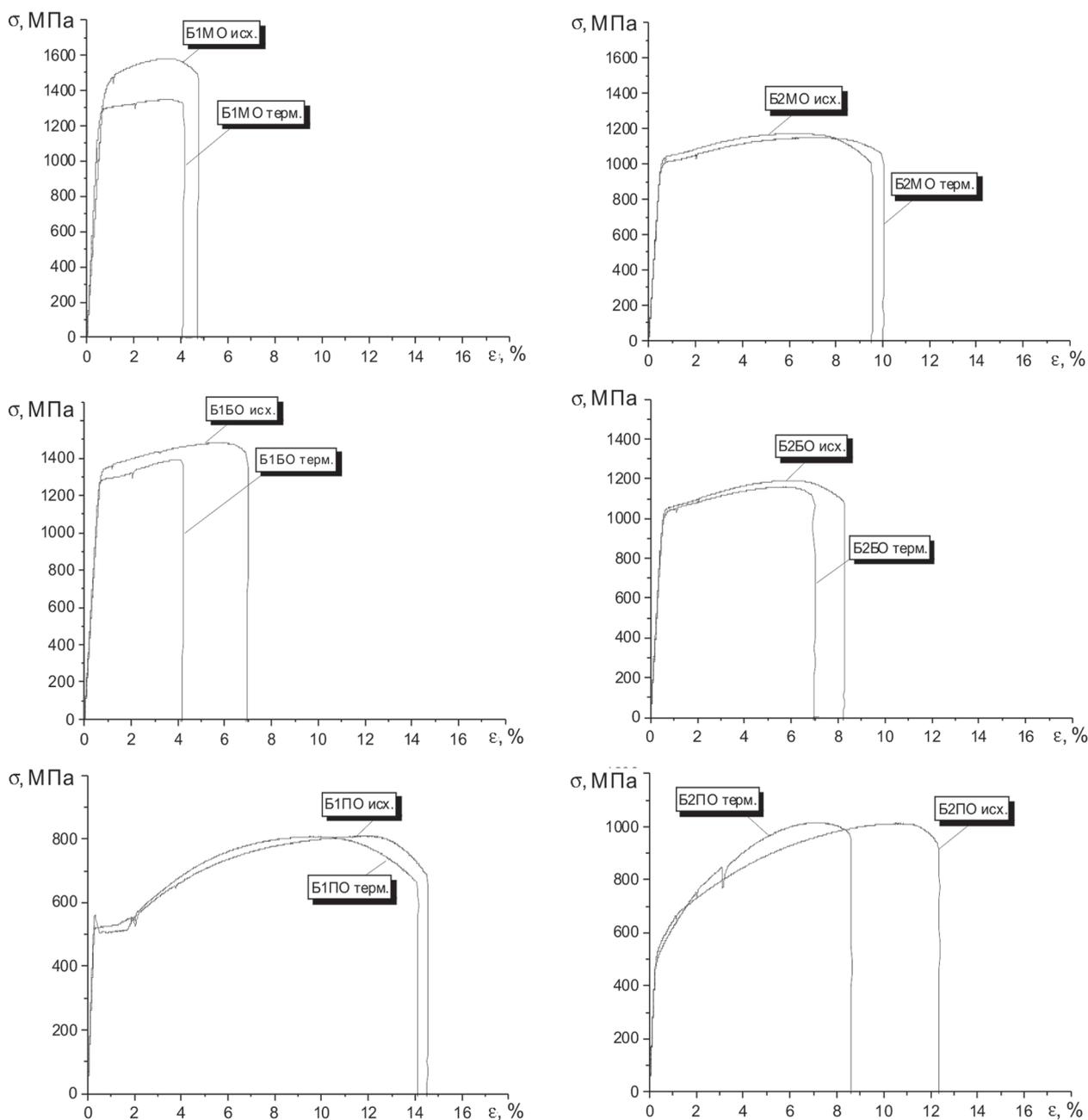


Рисунок 3 — Диаграммы растяжения высокоуглеродистых сталей при различной исходной структуре до (исх.) и после (терм.) термоциклирования

Таблица 3 — Значения механических свойств высокоуглеродистых сталей с различной исходной структурой без термоциклирования

Маркировка образца	При растяжении				При сжатии		
	Модуль упругости $E$ , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Удлинение при разрыве $\delta$ , %	Предел текучести $\sigma_{0,2}^c$ , МПа	Максимальная нагрузка испытания, кН	Деформация при максимальной нагрузке, %
Б1МО	—	1 361	1 580	4,73	1 101	271,28	50,08
Б2МО	198 965	1 015	1 171	9,58	1 197	271,48	44,88
Б1БО	197 833	1 344	1 481	6,98	1 412	271,52	35,66
Б2БО	194 701	1 034	1 160	7,01	1 095	272,14	47,12
Б1ПО	196 419	521	809	14,54	590	270,85	56,67
Б2ПО	193 169	561	1 013	12,38	765	270,68	51,24

Таблица 4 — Значения механических свойств высокоуглеродистых сталей с различной исходной структурой после термоциклирования

Маркировка образца	При растяжении				При сжатии		
	Модуль упругости $E$ , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Удлинение при разрыве $\delta$ , %	Предел текучести $\sigma_{0,2}^c$ , Па	Максимальная нагрузка испытания, кН	Деформация при максимальной нагрузке, %
Б1МО	199 937	1300	1347	4,13	1120	271,25	44,55
Б2МО	202 770	1008	1149	10,06	1158	270,70	47,33
Б1БО	208 269	1285	1394	4,22	1220	271,79	41,31
Б2БО	204 359	1051	1192	8,29	1098	272,22	45,86
Б1ПО	192 348	516	808	14,12	524	270,74	54,46
Б2ПО	199 437	529	1016	8,63	721	270,88	50,68

Термоциклирование сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ приводит к снижению их прочностных свойств и характеристик пластичности. При этом наиболее заметное разупрочнение стали 80Г2СФ регистрируется при исходном мартенситном (Б1МО) и бейнитном (Б1БО) состояниях. Термоциклирование стали 80Г2СФ в перлитном состоянии (Б1ПО) не приводит к заметному снижению прочностных и пластических свойств этой стали (см. рисунок 3). Сталь 70Г2САФ в перлитном состоянии (Б2ПО) имеет относительно более высокие прочностные характеристики по сравнению со сталью 80Г2СФ (Б1ПО).

Термоциклирование стали 70Г2САФ в перлитном состоянии (Б2ПО) сопровождается существенным снижением ее пластических свойств при сохранении относительно высоких прочностных характеристик (см. таблицу 3, рисунок 3). Необходимо также отметить некоторое возрастание значений модуля упругости сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ после их термоциклирования (см. таблицу 4).

Анализ диаграмм сжатия сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ, приведенных на рисунке 4, и данных таблиц 2 и 3, в которых представлены значения условного предела текучести при сжатии  $\sigma_{0,2}^c$  образ-

цов исследуемых сталей, показывает, что в случае испытаний на сжатие существенное различие в значениях  $\sigma_{0,2}^c$  регистрируется после обработки сталей на бейнит и перлит.

При этом, как и в случае испытаний на растяжение, прочностные свойства стали 80Г2СФ в бейнитном состоянии (Б1БО) выше, чем у стали 70Г2САФ (Б2БО), а в перлитном состоянии, наоборот, сталь 70Г2САФ (Б2ПО) имеет более высокий предел упругости по сравнению со сталью 80Г2СФ (Б1ПО) (см. рисунок 4).

Термоциклирование не приводит к заметному изменению значений условного предела текучести при сжатии для обеих марок сталей (см. рисунок 4, таблицы 2, 3).

*Циклическая долговечность.* По результатам усталостных испытаний образцов сталей 70Г2САФ и 80Г2СФ, приведенных на рисунке 5, можно видеть, что циклическая долговечность сталей зависит от режима их исходной термической обработки.

Наиболее высокая циклическая долговечность регистрируется после обработки сталей на мартенситную структуру (Б1МО, Б2МО) и составляет  $(7-8,7) \cdot 10^5$  циклов при напряжениях 440–450 МПа.

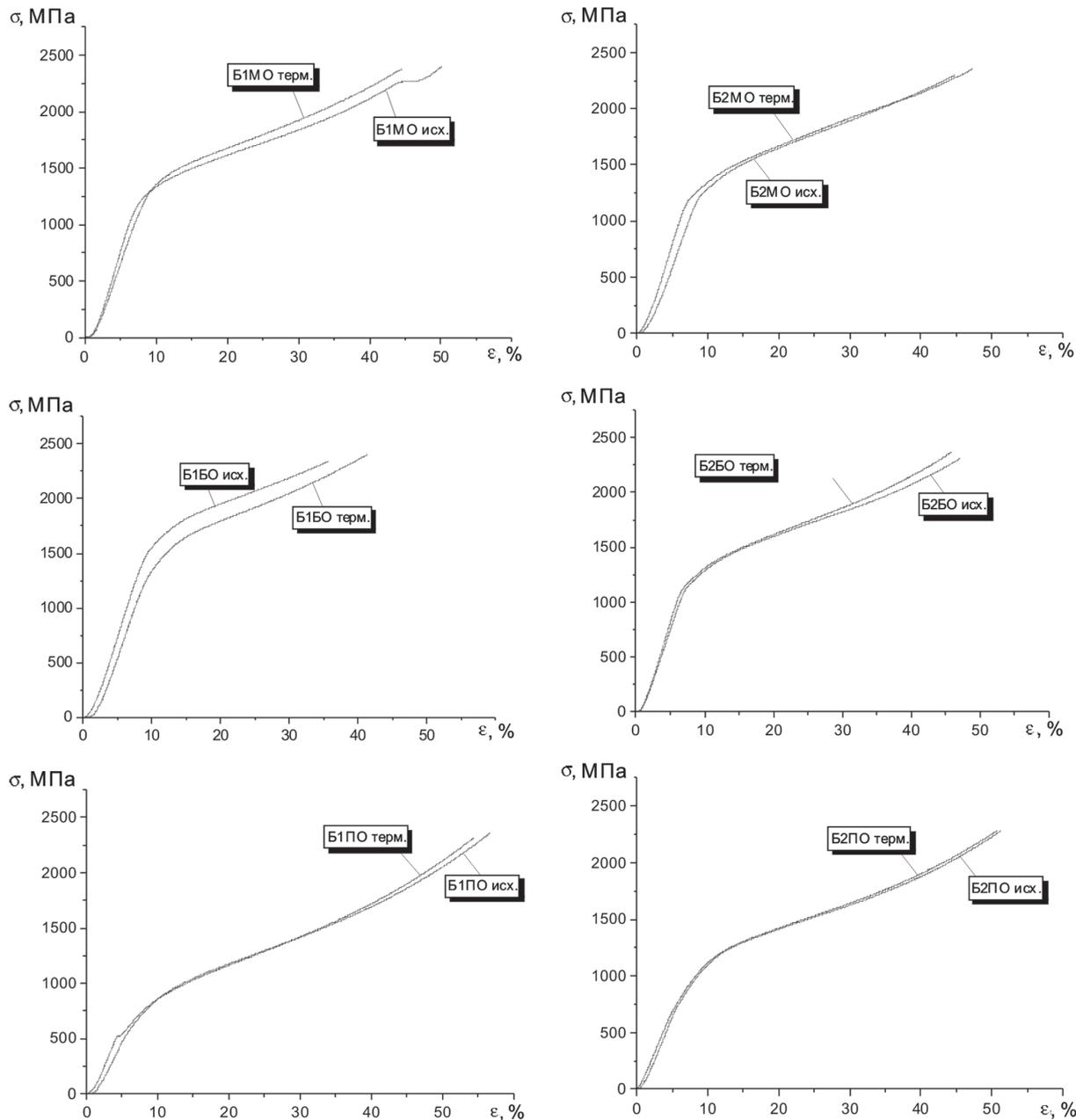


Рисунок 4 — Диаграммы сжатия высокоуглеродистых сталей с различной исходной структурой до (исх.) и после (терм.) термоциклирования

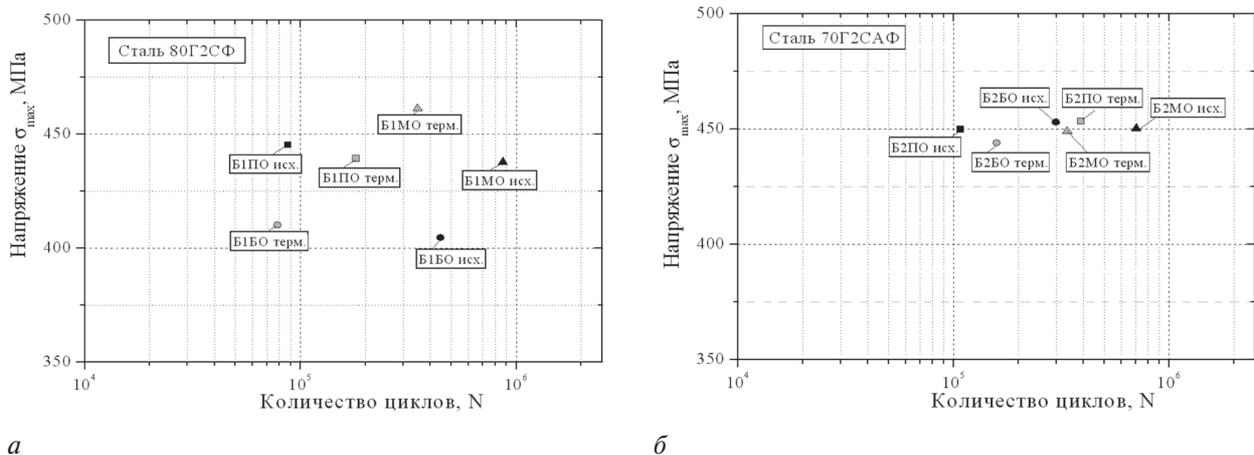


Рисунок 5 — Результаты усталостных испытаний образцов сталей 70Г2СФ и 80Г2СФ в исходном состоянии (исх.) и после термоциклирования (терм.)

Стали с бейнитной структурой (Б1БО, Б2БО) имеют долговечность  $(3,0-4,5) \cdot 10^5$  циклов при напряжениях 405–455 МПа. Наиболее низкую долговечность исследуемые стали имеют после обработки на перлитную структуру (Б1ПО, Б2ПО). Число циклов до разрушения сталей с исходной перлитной структурой составляет  $(0,9-1,1) \cdot 10^5$  циклов при напряжениях испытаний 445–450 МПа.

В результате термоциклирования долговечность образцов сталей с исходной мартенситной структурой (Б1МО и Б2МО) уменьшается в 2,0–2,5 раза по сравнению с долговечностью образцов сталей, не подвергнутых термоциклированию. Разброс в значениях циклических напряжений (400–460 МПа) для испытываемых образцов обусловлен некоторым различием в толщинах испытываемых образцов и неопределенностью места зарождения усталостной трещины и разрушения образца. Термоциклирование образцов сталей с бейнитной структурой (Б1БО, Б2БО) также приводит к снижению их циклической долговечности в ~2–5 раз по сравнению долговечностью в исходном состоянии (рисунок 5).

В случае сталей с исходной перлитной структурой (Б1ПО, Б2ПО) регистрируется существенное возрастание их циклической долговечности после термоциклирования (см. рисунок 5 а, б). При этом наиболее значительное увеличение числа циклов до разрушения (в 3,6 раза) отмечается для термоциклированной стали 70Г2САФ (Б2ПО), имеющей более высокое содержание добавок азота и ванадия. Такое существенное возрастание циклической долговечности термоциклированных образцов с перлитной структурой может быть связано со сфероидизацией перлита в результате циклической термической обработки (100 циклов: нагрев до 500 °С, выдержка 30 мин и последующее охлаждение в воду до 20 °С) [7]. Кроме этого, к возрастанию циклической долговечности также может приводить довыделение нитридных и карбидных фаз в процессе термоциклической обработки сталей.

*Триботехнические характеристики.* В качестве триботехнических характеристик, подлежащих оценке в процессе испытаний, были выбраны ко-

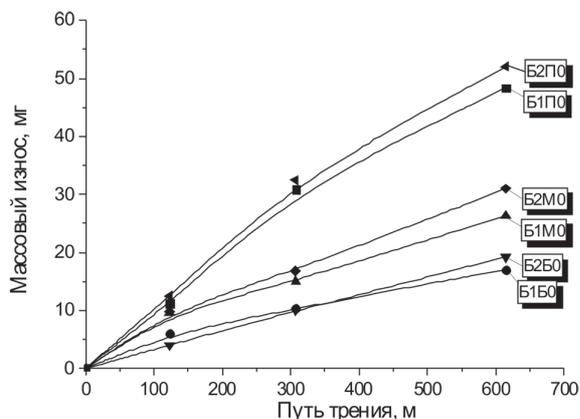


Рисунок 6 — Зависимость массового износа сталей 70Г2САФ и 80Г2СФ, прошедших термическую обработку по различным режимам, от пути трения

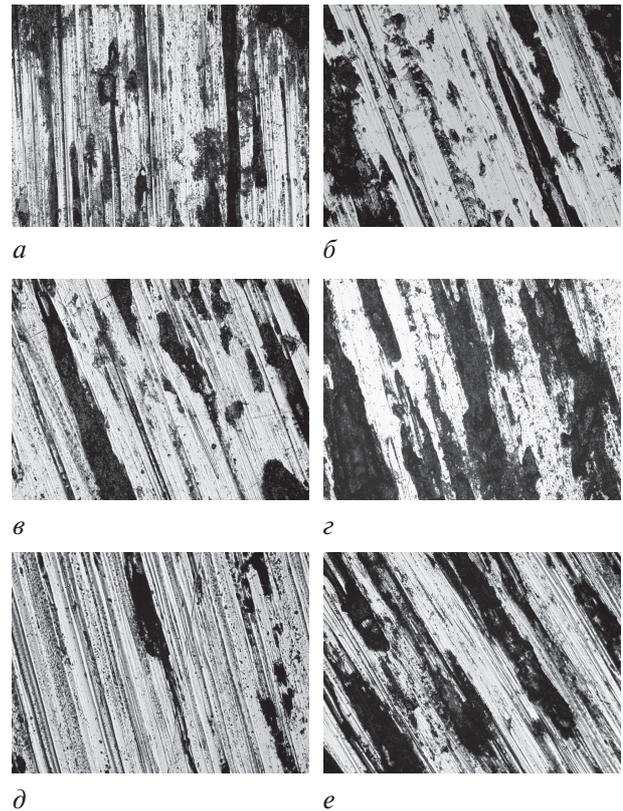


Рисунок 7 — Структура поверхности трения образцов сталей 80Г2СФ (а, б, в) и 70Г2САФ (з, д, е) после термообработки для формирования феррито-перлитной структуры (а, з), структуры бейнита (б, д) и структуры мартенсита (в, е),  $\times 200$

эффициент трения и величина износа по массе. Полученные результаты триботехнических испытаний приведены на рисунке 6.

Можно видеть, что образцы сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ, имеющие перлитную структуру (Б1ПО и Б2ПО), характеризуются относительно низкой износостойкостью (см. рисунок 6). В частности, значения интенсивности массового изнашивания составляют  $I_q = 0,079$  мг/м (для Б1ПО) и  $I_q = 0,085$  мг/м (для Б2ПО), а коэффициент трения находится в пределах от  $f = 0,9$  до  $f = 1,1$  (см. таблицу 4). На поверхности трения образцов, прошедших обработку на перлит отпуска, регистрируются следы вырывов, что свидетельствует о протекании процессов адгезионно-го взаимодействия между трущимися поверхностями (рисунок 7). Адгезионное взаимодействие между контактирующими поверхностями в свою очередь приводит к катастрофическому изнашиванию более мягкого материала с перлитной структурой.

Образцы сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ с мартенситной структурой (Б1МО и Б2МО) характеризуются более высокой износостойкостью по сравнению с образцами с перлитной структурой (см. рисунок 6). В процессе триботехнических испытаний образцов сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ, прошедших обработку на мартенсит отпуска, на поверхности трения регистрируются участки вырывов и усталостного выкрашивания (см. рисунок 7). Такой вид изнашивания характерен для материалов, в которых работа

зарождения трещины является пониженной. Интенсивность массового изнашивания сталей 80Г2СФ (Б1МО) и 70Г2САФ (Б2МО) со структурой мартенсит отпуска составляет  $I_q = 0,043$  мг/м (при  $f = 0,9-1,1$ ) и  $I_q = 0,051$  мг/м (при  $f = 0,8-1,0$ ) соответственно (таблица 5).

Для образцов сталей с бейнитной структурой (Б1БО и Б2БО) в результате триботехнических испытаний регистрируется максимальная износостойкость по сравнению со сталями с исходной перлитной и мартенситной структурой (см. рисунок 6). Интенсивность массового изнашивания образцов Б1БО и Б2БО составляет  $I_q = 0,027$  мг/м и  $I_q = 0,031$  мг/м соответственно (см. таблицу 4). При этом коэффициент трения для образца Б1БО составляет  $f = 0,9-1,1$ , а для образца Б2БО находится в пределах от  $f = 0,8$  до  $f = 1,0$  (см. таблицу 4). Такая высокая износостойкость образцов сталей с бейнитной структурой связана с их повышенной трещиностойкостью (см. рисунок 7).

Таким образом, в результате проведенных триботехнических исследований установлено, что наиболее высокой износостойкостью обладают высокоуглеродистые стали 80Г2СФ и 70Г2САФ, прошедшие обработку на бейнит отпуска.

**Выводы.** Результаты измерения микротвердости образцов сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ показали, что закаленные стали 80Г2СФ и 70Г2САФ обладают большей устойчивостью мартенситной структуры по сравнению с легированными углеродистыми сталями. Увеличение концентрации ванадия и азота в составе сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ приводит к образованию в них при высоком отпуске избыточной фазы нитрида ванадия VN, которая способствует измельчению аустенитного зерна и обеспечивает высокую степень упрочнения феррита.

Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что смещение температуры распада аустенита сталей из перлитной области в бейнитную и в область мартенситного превращения сопровождается увеличением периода кристаллической решетки железа, а размер карбидов железа после распада аустенита, произошедшего в температурном интервале перлитного, бейнитного и мартенситного превра-

Таблица 5 — Триботехнические характеристики сталей 70Г2САФ и 80Г2СФ с различной исходной структурой

Маркировка образцов	Марка стали	Интенсивность массового изнашивания $I_q$ , мг/м	Коэффициент трения, $f$
Б1ПО	80Г2СФ	0,079	0,9-1,1
Б1БО		0,027	0,9-1,1
Б1МО		0,043	0,9-1,1
Б2ПО	70Г2САФ	0,085	0,9-1,1
Б2БО		0,031	0,8-1,0
Б2МО		0,051	0,8-1,0

щений, при понижении температурного интервала уменьшается от 1,0 до 0,1 мкм.

Установлено, что в исходном состоянии (без термоциклирования) сталь 80Г2СФ (Б1) после обработки на мартенсит и бейнит характеризуется более высокими (~1,3 раза) прочностными характеристиками и низкой (~2 раза) пластичностью по сравнению со сталью 70Г2САФ (Б2), что, предположительно, обусловлено более высоким содержанием углерода в стали 80Г2СФ. В то же время сталь 80Г2СФ после обработки на перлит имеет более низкий (~1,1 раза) предел текучести и предел прочности (~1,25 раза) по сравнению со сталью 70Г2САФ, что, по-видимому, связано с повышенным содержанием в последней азота и ванадия. Термоциклирование сталей 80Г2СФ и 70Г2САФ приводит к снижению их прочностных свойств и характеристик пластичности. При этом наиболее заметное разупрочнение стали 80Г2СФ регистрируется при исходном мартенситном (на 15 %) и бейнитном (на 6 %) состояниях. Прочностные свойства сталей с исходным перлитным состоянием при термоциклировании практически не изменяются.

Установлено, что наиболее высокая циклическая долговечность регистрируется после обработки сталей на мартенситную структуру и составляет  $(7-8,7) \cdot 10^5$  циклов при напряжениях 440–450 МПа. Стали с бейнитной структурой имеют долговечность  $(3,0-4,5) \cdot 10^5$  циклов при напряжениях 405–455 МПа. Наиболее низкую долговечность исследуемые стали имеют после обработки на перлитную структуру. Термоциклирование приводит к снижению циклической долговечности сталей с исходной мартенситной и бейнитной структурой, а также к существенному возрастанию циклической долговечности сталей с исходной перлитной структурой. Возрастание сопротивления разрушению при циклическом нагружении термоциклированных сталей с перлитной структурой может быть связано со сфероидизацией перлитной структуры, а также дополнительным выделением карбидных и нитридных частиц в процессе термоциклической обработки.

В результате проведенных триботехнических исследований, установлено, что наиболее высокой износостойкостью обладают легированные ванадием и азотом высокоуглеродистые стали 80Г2СФ и 70Г2САФ, прошедшие предварительную обработку на бейнит.

Работа выполнена в рамках договора БРФФИ № Т13К-049.

### Список литературы

- Беспалов, С.А. Металловедческие аспекты в процессах разрушения металлических материалов при трении / С.А. Беспалов // Успехи физики металлов. — 2009. — Т. 10. — № 4. — С. 415–436.
- Материалы в машиностроении: справ. в 5 т. — Т. 2: Конструкционная сталь / под общ. ред. д-ра техн. наук И.В. Кудрявцева и канд. техн. наук Е.П. Могилевского. — М.: Машиностроение, 1967. — 496 с.

3. Структура та опір руйнуванню залізвуглецевих сплавів / О.П. Остап [та інш.]. — Львів: Нац. акад. наук України; Фіз.-механ. ін-т ім. Г.В. Карпенка, 2001. — 272 с.
4. Перспективы повышения надежности и долговечности железнодорожных колес / С.Я. Шипицын [та інш.] // Металл и литье Украины. — 2008. — № 6. — С. 8–11.
5. Освоение производства новых видов цельнокатаных колес для железнодорожного транспорта / В.С. Маркин [та інш.] // Сталь. — 2007. — № 9. — С. 79–82.
6. Влияние термциклирования на механические свойства легированных высокоуглеродистых сталей с различными параметрами исходной структуры / В.И. Жорник [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. — 2014. — Вып. 3. — С. 388–392.
7. Самохоцкий, А.И. Технология термической обработки металлов / А.И. Самохоцкий, Н.Г. Парфеновская. — М: Машиностроение, 1976. — 311 с.

VITYAZ Petr A., Academician, Dr. Techn. Sc., Professor

Chief of the Staff of the NAS of Belarus

and Metallurgy

Presidium of the NAS of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

ZHORNİK Victor I., Dr. Techn. Sc., Associate Professor

Head of the Laboratory of Nanostructured and Superhard Materials<sup>1</sup>

E-mail: zhornik@inmash.bas-net.by

KUKAREKO V.A., Dr. Phys.-Math. Sc., Associate Professor

Head of the Center of Structural Research and Tribo-Mechanical Test of Materials and Machine-Building Output<sup>1</sup>

E-mail: csimt@tut.by

<sup>1</sup>Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

SHYPITSYN Sergei Ya., Dr. Techn. Sc., Professor

Head of Department of Precipitation Hardening Alloy

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Science of Ukraine, Kiev, Ukraina

MOSUNOV Evgeny I.

Senior Researcher of the Laboratory of Nanostructured and Superhard Materials<sup>2</sup>

KOVALIOVA Svetlana A.

Senior Researcher of the Laboratory of Nanostructured and Superhard Materials<sup>2</sup>

E-mail: sveta\_kovaleva@tut.by

<sup>2</sup>Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

Received 19 March 2015.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF DOPED WITH NITROGEN AND VANADIUM HIGH-CARBON STEELS

*The results of investigations of structure and properties tensile and compressive of high-carbon hypoeutectoid and eutectoid steels in the conditions of cyclic thermal and force action depending on the type of structure (pearlite, bainite, martensite), shape, dispersion and cementite particle distribution are given. It is shown that the reduction in cyclic durability of steels with martensite and bainite structure due to of coagulation of cementite phases. There is a significant increase the thermal cycling durability of the steels with pearlite structures.*

**Keywords:** high-carbon steels, nitride dispersion strengthening, structure, mechanical properties, heat resistance, wear resistance

### References

1. Bespalov S.A. Metallovedcheskie aspekty v processakh razrusheniya metallicheskih materialov pri trenii [Metal science aspects in the destruction process of metal materials by friction]. *Uspekhi fiziki metallov* [Progress in Physics of Metals], 2009, vol. 10, no. 4, pp. 415–436.
2. Kudryavceva I.V., Mogilevskogo E.P. *Materialih v mashinostroenii. Spravochnik v 5 tomakh: Tom 2. Konstrukci-onnaya stalj* [Materials in mechanical engineering. Handbook in 5 vol.: Volume 2: Constructional steel]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 496 p.
3. Ostash O.P., Volchok I.P., Kolotilkin O.B. [et al.]. *Struktura ta opir ruyjnuvannu zalizovuglecevykh splaviv* [Structure and fracture resistance of iron carbon alloys]. Lviv, 2001. 272 p.
4. Shipichn S.Ya., Babaskin Yu.Z., Kirchu I.F., Zolotarj N.Ya., Smolyakova L.G. Perspektivih povihsheniya nadezhnosti i dolgovechnosti zheleznodorozhnykh kolos [Prospects for improving the reliability and durability of railway wheels]. *Metall i litje Ukrainih* [Metal and casting of Ukraine], 2008, no. 6, pp. 8–11.
5. Markin V.S., Shishov A.A., Sukhov A.V., Filippov G.A. Osvoenie proizvodstva novykh vidov celjnotkatanykh kolos dlya zheleznodorozhnogo transporta [Production of new types of solid wheels for railway transport]. *Stalj* [Steel], 2007, no. 9, pp. 79–82.
6. Zhornik V.I., Kukareko V.A., Shipichn S.Ya., Kovaleva S.A., Mosunov E.I., Kononov A.G. Vliyanie termociklirvaniya na mekhanicheskie svoystva legi-rovannykh vihsokouglerodistykh staley s razlichnyimi parametrami iskhodnoy strukturih [Effect of thermocycling of alloyed high-carbon steels with different parameters of the initial structure on their mechanical properties]. *Aktualjnihe voprosih mashinovedeniya* [Topical questions of machine science], 2014, vol. 3, pp. 388–392.
7. Samokhockiy A.I., Parfenovskaya N.G. *Tekhnologiya termicheskoy obrabotki metallov* [Heat treatment technology of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 311 p.