

Исследование влияния модификации поверхностного слоя стали 45 на характеристики сопротивления разрушению при циклическом нагружении с наложением трения

Г. В. Цыбанев^а, О. Н. Белас^б

^а Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

^б Секция прикладных проблем Президиума НАН Украины, Киев, Украина

Приведена методика испытаний образцов при циклическом нагружении изгибом с вращением с наложением сил трения скольжения. Выполнены испытания стали 45 с модификацией поверхности образцов борированием и карбованадированием. Показано, что усталостные и триботехнические характеристики стали с покрытиями повышаются. Отмечено, что после карбованадирования поверхности сталь имеет более высокие характеристики, что связано с образованием вторичных структур и специфических поверхностных пленок в зоне взаимодействия процессов усталости и трения скольжения.

Ключевые слова: усталость, трение, карбованадированный и борированный поверхностный слой, скорость зарождения трещины, триботехнические характеристики, долговечность.

Введение. При неоднородном напряженном состоянии изделий и воздействии внешней среды поверхностный слой материала по сравнению с внутренними слоями в большинстве случаев являются наиболее нагруженными и наименее прочными ввиду отсутствия половины атомного окружения. Это обуславливает зарождение и развитие дефектов на поверхности деталей, в связи с чем для повышения прочностных характеристик материала требуется упрочняющая модификация поверхности.

Методы и режимы упрочнения поверхностного слоя должны быть оптимизированы, исходя из условий работы материала. Для многих случаев нагружения проверка условий оптимизации может быть выполнена только экспериментально из-за сложности теоретического описания наложения различных процессов упрочнения и повреждения поверхностного слоя. В настоящей работе рассматривается случай одновременного протекания процессов усталости, трения скольжения и износа в поверхностном слое стали, а также влияние на эти процессы некоторых технологий модификации поверхности. По величине прогиба консольно нагруженного образца в зависимости от величины наработки строили диаграммы и проводили косвенную оценку стадий усталости материала – зарождение и рост трещины. О взаимовлиянии этих процессов в литературных источниках имеется противоречивая информация [1–3]. В таких условиях работают следующие контактирующие пары: коленчатый вал – шатун, рельс – колесо, зубчатое зацепление и т.п.

Методика исследований. В основу методики положена схема испытаний на усталость при консольном изгибе с вращением. При этом используется стандартная машина для испытаний на усталость, дополненная оборудованием и приспособлением с целью реализации и измерения величин, связанных с трением и износом [4].

На рис. 1 представлена схема проведения испытаний. В данном случае использовали цилиндрический образец с концентратором напряжений. В зоне концентратора реализуется контакт вида цилиндр–цилиндр с контртелом диаметра 5 мм, выполненным из того же материала, что и образец, и реализуется граничное трение в среде масла МС-20. Циклическое нагружение изгибом с вращением осуществляется с частотой 50 Гц. Для испытаний элементов трибосистемы в различных рабочих средах установка была дополнена системой смазки, работающей по замкнутому циклу. Масло подается в зону трения образца и контртела через форсунку с помощью шестеренчатого насоса. Слив масла в маслоборник, являющийся одновременно маслобаком, происходит самотеком. С целью исключения влияния продуктов износа на процессы повреждения установлен фильтр тонкой очистки.

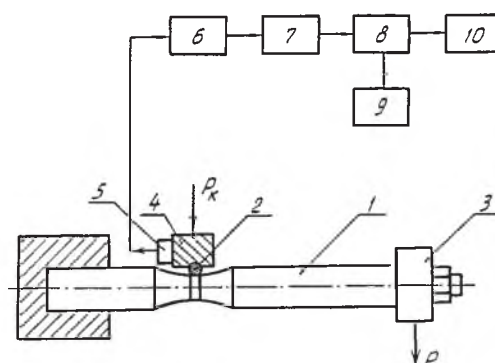


Рис. 1. Схема проведения испытаний элементов циклически нагруженной трибосистемы с выводом и обработкой сигналов акустической эмиссии: 1 – образец; 2 – контртело; 3 – узел, позволяющий проводить циклическое нагружение трибосистемы; 4 – узел нагружения контактной нагрузкой; 5 – пьезодатчик; 6 – предусилитель; 7 – акустико-эмиссионный прибор АФ-15; 8 – анализатор импульсов АИ-4096А-90; 9 – цифropечатающее устройство; 10 – персональный компьютер.

При проведении испытаний регистрировали температуру рабочей поверхности образца методом скользящей хромель-копелевой термопары типа ХК-Ж. На контртеле устанавливался волновод с датчиком для регистрации сигналов акустической эмиссии, генерируемых в зоне взаимодействия процессов усталости и трения.

Регистрировали также момент трения, изменение в процессе циклического нагружения прогиба консольной части образца и линейный износ на пути трения 6000 м. Величину пути трения выбирали экспериментально исходя из условия получения достоверных данных об износе. Линейный износ измерялся методом искусственных баз [5].

Для повышения воспроизводимости результатов образцы подвергали предварительной приработке [6], при этом контролировали изменение площади сопряженных поверхностей, которое не должно превышать 10% номинальной площади трения, равной $S = 1,2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$. После приработки образцы промывали ацетоном и сушили в течение 1 ч при температуре 70°C.

Регистрацию, усиление и обработку сигналов акустической эмиссии (АЭ) проводили с помощью серийной аппаратуры, имеющей метрологичес-

кое обеспечение. Для выбора параметра сигналов АЭ, описывающего скорость и вид процесса изнашивания, было проанализировано экспериментальное распределение плотности вероятности амплитуд сигналов АЭ. Установлено, что изменение вида изнашивания может быть определено по асимметрии, эксцессу или дисперсии распределения. Интенсивность изнашивания находится в корреляционных соотношениях с параметрами АЭ (табл. 1). Из данных корреляционно-регрессионного анализа следует, что наиболее тесная взаимосвязь наблюдается между интенсивностью изнашивания и информационной энтропией.

Т а б л и ц а 1

Коэффициенты корреляции различных параметров АЭ и интенсивности изнашивания

Параметры АЭ	Коэффициент корреляции
Информационная энтропия	0,918
Дисперсия амплитуд	0,864
Скорость счета	0,822
Математическое ожидание	0,833
Температура в зоне трения	0,768

Поскольку экспериментальное распределение амплитуд импульсов АЭ определяется дискретными значениями, измеренными по каналам аналого-цифрового преобразователя, информационная энтропия может быть оценена в дискретном виде [7]:

$$H_{АЭ} = - \sum_1^n P_i \log_2 P_i, \quad (1)$$

где $P_i = N_{imp} / N_{simp}$ – вероятность появления импульсов амплитуд АЭ в i -м канале анализатора; n – количество каналов анализатора, в которых зарегистрированы импульсы; N_{imp} – число зарегистрированных импульсов в i -м канале анализатора; N_{simp} – суммарное число зарегистрированных импульсов в распределении.

Для испытаний использовали среднеуглеродистую нормализованную сталь 45, из которой были изготовлены как образец, так и контртело. Основные механические характеристики стали следующие: предел прочности $\sigma_B = 610$ МПа; условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 410$ МПа; модуль упругости 1-го рода $E = 2,05 \cdot 10^5$ МПа; относительное удлинение при разрыве $\delta = 25\%$.

Технологии модификации поверхностей. Борирование поверхности образцов осуществляли путем выдержки их в течение 2 ч в среде промышленного карбида бора при наличии активатора процесса диффузии $AlFe_3$ в условиях температуры $950^\circ C$ и охлаждении на воздухе с последующей нормализацией. При этом получали борированный поверхностный слой толщиной 150 мкм.

Структура диффузионного слоя состоит из верхней зоны моноборидов FeB, толщина которых не превышает 30 мкм, нижней зоны боридов Fe₂B и переходной науглероженной зоны глубиной до 1500 мкм. Микротвердость моноборидов FeB находилась в пределах 18...19 ГПа, боридов Fe₂B – 16...17 ГПа. Игольчатая низкобористая фаза Fe₂B вклинивается в материал основы – α-твердый раствор, обогащенный углеродом и легированный бором. Микротвердость переходной зоны составляла 8 ГПа при микротвердости сердцевины 7 ГПа.

Модификацию поверхности образцов карбидом ванадия выполняли в расплавленной солевой ванне на основе буры с порошком ванадия при температуре насыщения 950°C и времени выдержки 3 ч. Этому процессу предшествовала их цементация при температуре 900°C с выдержкой в течение 3 ч в твердом карбюризаторе. В результате содержание углерода в поверхностном слое повысилось до 0,8% (мас.), что необходимо для получения качественного карбованадиевого покрытия. Микротвердость покрытия составляла около 28 ГПа.

Результаты испытаний и их обсуждение. Корреляционно-регрессионный анализ результатов предварительных испытаний показал, что взаимосвязь между интенсивностью изнашивания образцов из стали 45 после борирования и карбованадирования и величиной акустико-эмиссионной информационной энтропии может быть описана соответственно следующими линиями регрессии:

$$I_B = 0,025H_{AЭ} - 0,0425; \quad (2)$$

$$I_V = 0,015H_{AЭ} - 0,0252. \quad (3)$$

Для стали без модификации поверхности трения имеем

$$I = 0,17H_{AЭ} - 0,329. \quad (4)$$

Эти зависимости приведены на рис. 2,а. Зависимости интенсивности изнашивания от контактного давления иллюстрирует рис. 2,б. Видно, что триботехнические характеристики (износостойкость, критическая контактная нагрузка и диапазон контактных напряжений с нормальным механохимическим износом) борированной и карбованадированной поверхностей стали 45 по сравнению с немодифицированным ее вариантом значительно увеличиваются.

Анализ поверхностей трения свидетельствует, что повышение контактного нагружения на элементы циклически нагруженной трибосистемы при испытании на изнашивание образцов с борированной поверхностью приводит к образованию сети трещин.

При экспериментальном определении по методике [8] влияния трения на развитие процессов усталости элементов трибосистемы с различными свойствами поверхностного слоя за счет его модификации путем диффузионного борирования и карбованадирования установлены более высокие скорости зарождения и роста усталостных трещин (рис. 3). Учитывая, что максимум на диаграммах прогиба $H = f(t)$ соответствует наработке до

зарождения трещины, а дальнейшее снижение значений прогиба связано с ростом магистральной трещины, можно заключить, что наработки образцов с покрытиями на обеих стадиях выше, чем без покрытий. Причем долговечность и величина прогиба образцов с диффузионным карбонадированием существенно отличаются (в большую сторону) от двух других испытанных вариантов стали. Следует отметить, что на рис. 3 приведены результаты испытаний на одном уровне амплитуды циклического напряжения, но при разном контактном напряжении. Контактные напряжения, далее обозначенные как оптимальные ($P_{к.опт}$), выбирались соответствующими значению каждого из испытанных покрытий, что обеспечивало в эксперименте максимальную циклическую долговечность (рис. 4).

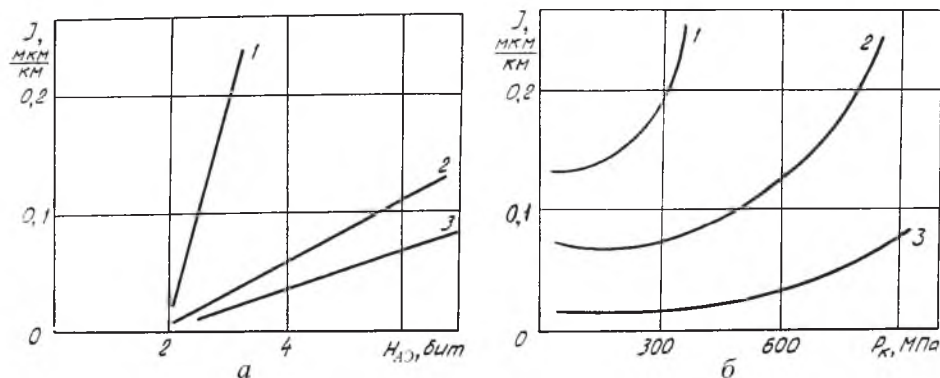


Рис. 2. Изменение интенсивности изнашивания в зависимости от информационной энтропии (а) и контактного напряжения (б) при трении в условиях граничной смазки маслом МС-20. (Здесь и на рис. 3, 4: 1 – сталь 45 без модификации поверхности; 2, 3 – соответственно борированная и карбонадированная сталь 45.)

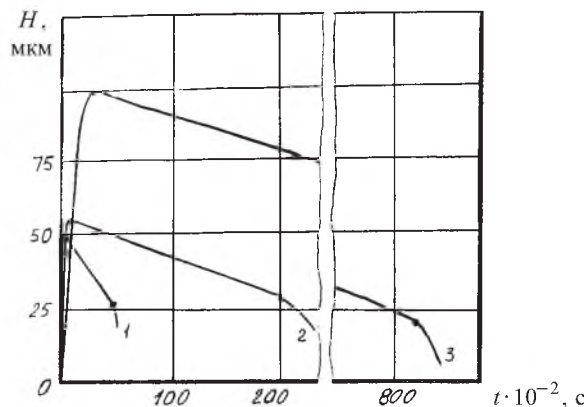


Рис. 3. Диаграммы прогиба образцов при испытании на усталость в случае действия оптимального контактного напряжения.

Из данных рис. 4 видно, что для стали 45 без покрытия $P_{к.опт} = 7$ МПа, для борированной поверхности – 21 МПа, для карбонадированной – 40 МПа. Кроме того, модификация поверхности привела к увеличению оптимальных контактных напряжений $P_{к.опт}$ и соответствующей долговечности $N(P_{к.опт})$ для борированной (4 раза) и карбонадированной стали (20 раз).

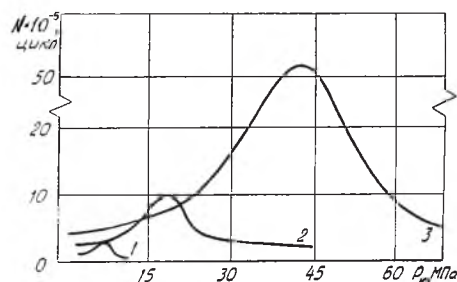


Рис. 4. Изменение усталостной долговечности образцов при испытании на усталость в зависимости от контактного напряжения.

Для количественной оценки и сравнения результатов испытаний введены такие показатели:

$$K_1 = H_{\max} / t_{\max}; \quad (5)$$

$$K_2 = (H_{\max} - H_{\text{кр}}) / (t_{\max} - t_{\text{кр}}); \quad (6)$$

$$B_1 = (K_1 - K'_1) / K_1; \quad (7)$$

$$B_2 = (K_2 - K'_2) / K_2; \quad (8)$$

$$I = (I - I') / I; \quad (9)$$

$$\Gamma = P'_{\text{к.кр}} / P_{\text{к.кр}}; \quad (10)$$

где K_1, K_2 и K'_1, K'_2 – коэффициенты, характеризующие скорости зарождения и роста усталостной трещины при наличии и отсутствии трения соответственно, полученные согласно диаграммам прогиба по формулам (5) и (6); H_{\max}, t_{\max} – соответственно максимальный прогиб образца на диаграмме $H = f(t)$ и время циклического нагружения, за которое достигается H_{\max} ; $H_{\text{кр}}, t_{\text{кр}}$ – соответственно величина прогиба образца, начиная с которой происходит его неконтролируемое увеличение, и время циклического нагружения; B_1, B_2 – относительные величины, характеризующие влияние трения соответственно на скорости зарождения и роста усталостной трещины по зависимостям (7) и (8); I, Γ – относительные величины, характеризующие влияние циклического нагружения соответственно на интенсивность изнашивания и критическую контактную нагрузку; I, I' – интенсивность изнашивания материала при граничном трении в случае отсутствия и наличия циклических напряжений в зоне контакта соответственно; $P_{\text{к.кр}}, P'_{\text{к.кр}}$ – критическая контактная нагрузка для трибосистемы при граничном трении в случае отсутствия и наличия циклических напряжений в зоне контакта соответственно.

Из анализа результатов, представленных в табл. 2, 3 и на рис. 2, 3, следуют такие закономерности.

Т а б л и ц а 2

Результаты испытаний пар трения из стали 45 в условиях граничной смазки маслом МС-20 при циклическом нагружении и контактном давлении 150 МПа

Параметры	Циклические напряжения, МПа			
	0	500	450	400
I , мкм/км	<u>0,073</u>	<u>0,0869</u>	<u>0,0812</u>	<u>0,0796</u>
	0,02	0,0214	0,0224	0,0232
$H_{АЭ}$, бит	<u>4,62</u>	<u>5,176</u>	<u>4,948</u>	<u>4,884</u>
	3,0313	3,107	3,173	3,227
$P_{к.кр}$, МПа	<u>850</u>	<u>405</u>	<u>462</u>	<u>513</u>
	1200	833	736	638
I	–	<u>0,19</u>	<u>0,14</u>	<u>0,09</u>
		0,07	0,12	0,16
Γ	–	<u>2,10</u>	<u>1,84</u>	<u>1,66</u>
		1,44	1,63	1,88

Примечание. Над чертой приведены данные для борированной стали, под чертой – для карбованадированной.

Т а б л и ц а 3

Данные косвенной оценки скоростей зарождения и роста усталостной трещины при наличии и отсутствии модификации поверхности трения

Скорости зарождения и роста трещины	P_{σ} , МПа					
	0	7	0	21	0	40
	Без покрытия		Борирование		Карбованадирование	
K_1, K'_1 , мкм/с	0,219	0,150	0,195	0,130	0,189	0,027
$K_2, K'_2 \cdot 10^2$, мкм/с	0,608	0,438	0,341	0,128	0,303	0,102
B_1	–	0,315	0,110*	0,333	0,137*	0,820
B_2	–	0,279	0,439*	0,624	0,502*	0,769

Звездочкой обозначены величины, которые для стали с модификациями при $P_k = 0$ даны по отношению к стали без модификации также при отсутствии контактного воздействия.

Диффузионное насыщение поверхности стали бором способствует образованию поверхностного слоя сложного состава толщиной около 150 мкм, а ванадием – появлению четкой границы между основой и слоем карбида малой толщины (~ 15 мкм).

Наличие обоих видов модификации поверхности существенно улучшает триботехнические характеристики при испытаниях на трение без циклических нагрузок. При этом более высокие характеристики имеет сталь с карбованадированным покрытием, причем не наблюдаются выкрашивание, сколы и продавливание тонкого диффузионного слоя, а шероховатость рабочих поверхностей по сравнению с исходным состоянием уменьшается, что свидетельствует о выглаживании покрытия. В результате испытаний при высоких контактных нагрузках (рис. 2,б) микротрещины в поверхностном

слое отсутствует, что указывает на его высокие прочностные и пластические характеристики при микротвердости ~ 28 ГПа.

Увеличение контактных напряжений при испытаниях на трение и износ образцов с модификацией поверхностного слоя борированием приводит к образованию трещин на рабочих поверхностях.

Установлено, что появление сети микротрещин обусловлено различием между физико-механическими характеристиками Fe_2B , FeB и переходной зоны. Поскольку микрохрупкость FeB в восемь раз выше таковой Fe_2B [9], трещины образуются в поверхностном слое более хрупкого борида FeB . В свою очередь, это приводит к росту интенсивности изнашивания и сужению диапазона контактных напряжений для нормального трения.

Аналогичный результат наблюдается также при испытаниях на трение и износ в случае наложения циклической нагрузки, а именно: повышенная склонность к трещинообразованию у борированной стали и положительное пластифицированное сглаживание дефектов у карбованадированной, что влияет на значение максимального прогиба (рис. 3). Так, для карбованадированной стали оно наибольшее. Для борированной стали и стали без модификации поверхности значения максимальных прогибов близки при испытаниях в условиях оптимальных контактных напряжений (рис. 3). Однако циклические долговечности при этом у обоих модифицированных сталей выше, чем у стали без модификации поверхности. Этот результат подтверждают данные, представленные на рис. 4. Видно, что для всех испытанных вариантов сталей существует максимум на зависимости циклической долговечности от контактных напряжений.

Структурный анализ рабочей поверхности трения образцов, испытанных при оптимальных контактных напряжениях, показал, что причиной значительного повышения долговечности является образование вторичных структур и специфических поверхностных пленок, характерных только для трения в этих условиях. Отклонение от оптимального контактного напряжения в меньшую или большую сторону приводит к более раннему зарождению усталостной трещины ввиду недостаточного сглаживания трением повреждений от усталости в первом случае и более интенсивным повреждением от неоптимального трения во втором.

Из данных табл. 2 видно, что наличие циклической компоненты нагружения поверхностного слоя по-разному влияет на такие триботехнические характеристики, как удельный износ и критическая контактная нагрузка при испытании стали после борирования и карбованадирования. В отличие от борированной поверхности, для которой повышение амплитуды напряжения приводит к увеличению удельного износа и снижению величины критической контактной нагрузки, для карбованадированной поверхности имеет место обратный эффект. Удельный износ карбованадированной стали в три-четыре раза ниже, чем борированной, во всем диапазоне циклических нагрузок, в то время как указанная выше тенденция в изменении критической контактной нагрузки способствует сближению этой характеристики для обеих модификаций поверхности при снижении амплитуды нагрузки.

Как следует из табл. 3, модификация рабочей поверхности образца приводит к снижению скоростей зарождения и роста усталостной трещины

как при наличии контакта и трения, так и при нулевом контактном напряжении. Наибольшее снижение скорости зарождения и роста усталостной трещины наблюдается у карбованадированной стали при оптимальных условиях трения. Относительные снижения скоростей (в табл. 3 значения V_1 , V_2) близки для обеих стадий усталости. Эффект влияния борирования на анализируемые величины несколько меньше. Кроме того, борирование в большей степени снижает скорость роста трещины, чем ее зарождения. Подобная тенденция наблюдается также при сравнении скоростей зарождения и роста усталостной трещины в исследованной стали без покрытия и с рассмотренными выше покрытиями при усталости без наложения сил трения и контакта ($P_k = 0$ в табл. 3). Такое поведение может быть обусловлено тем, что на повышение общей долговечности большее влияние оказывают сдерживание роста трещины упрочненным поверхностным слоем и соответствующее изменение фронта ее роста, чем замедление процесса повреждения этого слоя и зарождение в нем трещины в начальный период нагружения.

Выводы

1. Выполненные методические разработки позволяют экспериментально оценить влияние модификации поверхностного слоя материала на характеристики износостойкости и скорости зарождения и роста усталостной трещины при комбинированном нагружении образцов циклической нагрузкой и силами трения скольжения.

2. Установлена взаимосвязь между параметрами АЭ и износостойкостью материалов, что расширяет информативность получаемых результатов.

3. Показаны преимущества диффузионного насыщения поверхностного слоя стали 45 карбидом ванадия по сравнению с такой же модификацией карбидом бора. Существенно повышаются как триботехнические характеристики, так и циклическая долговечность стали.

4. Оптимальные условия нагружения поверхностного слоя, обеспечивающие максимум циклической долговечности и износостойкости, связаны с образованием вторичных структур и специфических поверхностных пленок.

Резюме

Наведено методику досліджень зразків при циклічному навантаженні згинном з обертанням із накладанням сил тертя ковзання. Виконано дослідження сталі 45 з модифікацією поверхні зразка боруванням та карбованадуванням. Показано, що утомні і триботехнічні характеристики сталі з покриттями підвищуються. Відмічено, що сталь після нанесення карбованадієвого покриття має більш високі характеристики, що пов'язано з утворенням вторинних структур і специфічних поверхневих плівок у зоні взаємодії процесів утоми і тертя ковзання.

1. *Yahata N., Hirata T., Kato N., and Watanade M.* Effect of sliding friction on the fatigue strength of a medium-carbon steel // *Wear.* – 1988. – **121.** – P. 197 – 209.

2. Лизанец М. В., Похмурский В. П., Карпенко Г. В. О влиянии трения на усталостную прочность стали // Физ.-хим. механика материалов. – 1969. – № 6. – С. 741 – 742.
3. Шарай В. Т. Комплексное исследование износа и усталости стали. – Киев: Гостехиздат, 1959. – 32 с.
4. А. с. 1577492 СССР. МКИ: G 01 N 3/56. Способ испытания пары трения / И. Г. Носовский, Г. В. Цыбанев, О. Н. Белас и др. // Открытия. Изобретения – 1990.
5. Алябьев А. Я. Влияние дефектов шлифования на износостойкость и усталостную прочность деталей машин // Трение, смазка и износ: Тр. Киев. ин-та инж. гражд. авиац., 1961. – С. 197 – 209.
6. ГОСТ 23.210-80. Обеспечение износостойкости изделий. – Введ. 16. 04. 80.
7. Вентцель Е. С. Теория вероятностей. – М.: Наука, 1969. – 576 с.
8. Цыбанев Г. В., Белас О. Н. Методика испытаний на усталость материала элементов трибосистемы // Пробл. прочности. – 1991. – № 8. – С. 72 – 77.
9. Ворошнин Л. Г. Борирование промышленных сталей и чугунов. – Минск: Изд-во Беларусь, 1981. – 205 с.

Поступила 24. 11. 2002