

А.В. Анисимов, Г.Ю. Калинин, Г.Д. Мотовилина, О.А. Харьков
НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49, E-mail: npk3@crism.ru

СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНАШИВАНИЮ АЗОТОСОДЕРЖАЩИХ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ В РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ

Аннотация.

Для оценки влияния структуры аустенитных сталей на их изнашивание при разных условиях трения с целью выбора стали, имеющей наибольшее сопротивление изнашиванию были проведены сравнительные трибологические исследования аустенитной стали традиционно используемой марки и аустенитной высокопрочной стали с разным содержанием азота

Ключевые слова: аустенитная сталь, высокопрочная азотосодержащая сталь, структура, трибологические свойства, углепластик

Введение

Обеспечить круглогодичную навигацию по Северному морскому пути невозможно без построения новых мощных ледоколов, имеющих стальные корпуса, обладающие высоким сопротивлением к коррозионному и эрозионному износу в морской воде с ледовым покрытием. Предотвратить изнашивание и механические повреждения обшивки корпусов при эксплуатации позволяет использование стали с немагнитным коррозионностойким плакирующим слоем из аустенитной стали толщиной ~ 4 мм. Использование для плакирующего слоя корпусов ледоколов и арктических морских буровых платформ высокопрочной аустенитной нержавеющей стали с содержанием азота 0,3–0,5 мас. % не только увеличивает стойкость корпусов к коррозии в морской воде [1–2], но и, повышая прочностные характеристики за счёт введения в состав азота, должно способствовать увеличению их износостойкости при взаимодействии со льдом. Прочность и износостойкость азотосодержащих аустенитных сталей могут существенно зависеть от их легирования и режима термической обработки [3–9]. В процессе изнашивания при трении аустенитные стали могут испытывать мартенситное превращение. Мартенситный слой, образующийся на поверхности обшивки корпуса, должен оказывать отрицательное влияние на износостойкость, сопротивление хрупкому разрушению и степень коррозии [3, 5–8].

В процессе работы были проведены исследования структуры и сопротивления изнашиванию в разных условиях аустенитной стали X18H10T и азотосодержащих нержавеющей сталей марок 04X20H14Г6М2АСБ (НС-5Т) и 04X20H6Г11М2АФБ с разным содержанием азота.

Методы и материалы

Материалом для исследования послужили аустенитная сталь марки X18H10T и разработанные в ЦНИИ КМ «Прометей» нержавеющей аустенитные стали, 04X20H14Г6М2АСБ далее НС-5Т, и 04X20H6Г11М2АФБ. Химический состав

сталей приведен в табл. 1, механические свойства стали в состоянии поставки для представлены в табл. 2.

Образцы для структурных исследований и трибологических испытаний были изготовлены из прутков после горячей прокатки, а также после термической обработки.

Таблица 1- Химический состав исследованных аустенитных сталей

Сталь	Содержание элементов, мас. %						
	C	Cr+Mn	Si	Ni	Mo	V+Nb	N
X18H10T	0,12	17,5	≤0,30	9,20	–	–	–
HC-5T	0,03	30,2	0,24	7,25	1,73	0,5	0,29
04X20H6Г11М2АФБ	0,04	25,9	0,38	14,8	2,17	0,3	0,40

Таблица 2-Механические свойства прутков $\varnothing$ 60 из аустенитных сталей

Марка стали	Состояние поставки	σ_b , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KCV^{20} , Дж/см ²
X18H10T	Закалка от 1050 °C	490	40	55	-
HC-5T	Закалка от 1070°C	870	36	64	150
04X20H6Г11М2АФБ	ТМО	943	31	51	80

Для трибологических испытаний использовались образцы размерами 7×7×15 мм.

Испытание на абразивное изнашивание проводили методом скольжения торца части образцов по закрепленному абразиву. Абразивную износостойкость ε материалов рассчитывали, используя формулу:

$$\varepsilon = \Delta M_3 / \Delta M_m,$$

где ΔM_3 – потеря массы эталона из армко-железа, ΔM_m – потеря массы образца из исследуемого материала. По результатам 2–4 испытаний определялась относительная износостойкость.

Испытания в условиях сухого трения скольжения пар сталь–сталь проводили схеме палец (образец, размеры которого указаны выше) – пластина размерами 80×60×5мм из стали 45 (50–52 HRC).

Интенсивность изнашивания, I_h , определяли по формуле:

$$I_h = \Delta M_m / \rho \cdot S \cdot q,$$

где ΔM_m – потеря массы образца (среднее арифметическое по результатам из 2–4 параллельных испытаний), S – путь трения, см, ρ – плотность материала образца, г/см³ q – геометрическая площадь контакта, см².

Триботехнические испытания пар сталь–углепластика ФУТ по экспресс-методике [10] проводили на машине трения при скольжении нагруженного неподвижного частичного вкладыша из углепластика ФУТ по вращающемуся ролику из исследуемых сталей.

Структурный анализ стальных образцов выполняли методами оптической металлографии после травления в соответствии с ГОСТ 5639 с помощью светового инвертированного металлографического микроскопа «AxioObserver 3», методами рентгеновского анализа на аппарате ДРОН-0,5 в излучении железа, а также методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью

электронного микроскопа JEM-200CX¹. Микротвердость стальных образцов до и после трибологических испытаний измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5Н и определяли, как среднее арифметическое из 10 параллельных измерений.

Результаты и обсуждения

Результаты исследования микроструктуры аустенитных сталей методами оптической металлографии показали, что структура рекристаллизованного аустенита стали марки X18H10T содержит до 18% δ -феррита, образующего тонкие строчки, вытянутые в направлении прокатки (рис. 1а). Внутри зерен рекристаллизованного аустенита стали HC-5T равномерно распределены дисперсные упрочняющие выделения MnS вытянутой формы длиной до 30 мкм (рис. 1б). Сталь марки 04X20H6Г11М2АФБ также имеет структуру рекристаллизованного аустенита с выделениями, распределенными как внутри, так и по границам зерен (рис. 1в). На границах зерен видны следы начинающейся рекристаллизации. Области, насыщенные выделениями, образуют полосы, вытянутые в направлении прокатки, параллельные или расположенные под острым углом к поверхности трения. Исследования исходных образцов азотсодержащей стали марок 04X20H6Г11М2АФБ и HC – 5Т, выполненные с помощью ПЭМ, рис. 2, показали, что структура стали 04X20H6Г11М2АФБ образована как структурными полосами, содержащими мелкие выделения нитридов (рис. 2а), т.е. областями, типичными для режима термомеханической обработки (ТМО), так и рекристаллизованными зёрнами упрочненными нитридами типа VN размером до 3–4 нм (рис. 2б). Структура образца стали HC-5Т близка к вышеописанной (рис. 2г, д).

Известно, что в аустенитных высоколегированных сталях, содержащих азот могут выделяться также карбонитриды типа VNb(N, C), содержащие атомы хрома и молибдена [11]. Плотность дислокаций в аустенитных зёрнах составляет $\sim 10^{10}$ см⁻². За счёт процессов динамической рекристаллизации на отдельных структурных участках могут различаться форма и размер зерен, а также тип границ и плотность дислокаций, на границах появляются зародыши новых зёрен [9]. По границам и в теле зёрен обнаружены крупные частицы фаз типа Cr₂N размерами ≥ 100 нм, рис. 2в, которые образуют полосы. Упрочнение азотсодержащих сталей при горячей прокатке определяются развитием трех процессов: упрочнением азотом твердого раствора, увеличением плотности дислокаций и началом выделения дисперсных VN, Cr₂N. В структуре азотсодержащих сталей образуются плоские скопления дислокаций (рис. 2д), которые указывают на их предрасположенность к планарному скольжению дислокаций и на высокую энергию образования дефектов упаковки [12, 13]. По данным рентгеноструктурного анализа, параметр кристаллической решетки аустенита закаленных сталей HC-5Т и 04X20H6Г11М2АФБ равен соответственно 0,3608 и 0,3616 нм. Это свидетельствует о большей концентрации азота в γ -твердом растворе последней стали.

¹ Электронно-микроскопическое исследование выполнено в отделе электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН

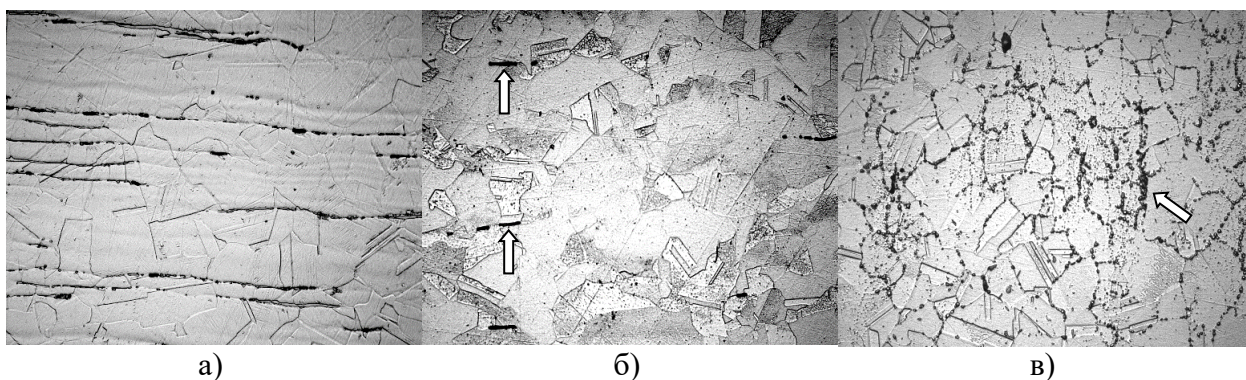


Рис. 1. Фотографии микроструктуры образцов в исходном состоянии. х 500: *а* – образец стали марки X18H10T; *б* – образец стали марки HC – 5T; стрелкой отмечены выделения MnS; *в* – образец стали марки 04X20H6Г11М2АФБ, стрелкой отмечена область с высоким содержанием выделений, параллельная поверхности трения.

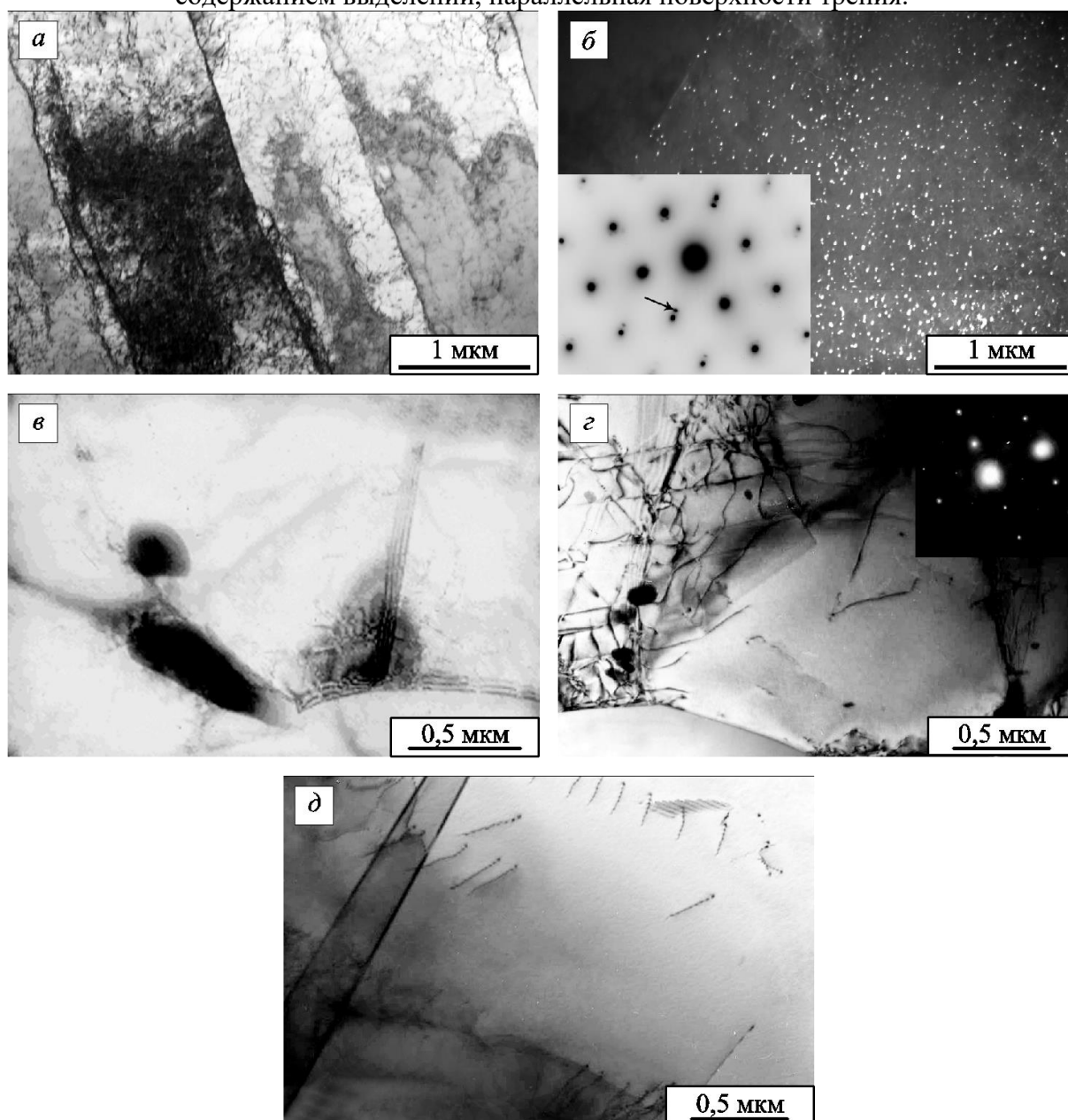


Рис. 2. Структура образцов стали 04X20H6Г11М2АФБ (*а–в*) и HC-5T (*г, д*) после горячей прокатки (*а, б, г*) и закалки от 1070°C (*в, д*); *б* – темнопольное изображение нитрида в рефлексе (200)_{VN}

Абразивная износостойкость сталей. Разрушение поверхности исследуемых материалов происходило микрорезанием, так как твердость закрепленных абразивных частиц (~30 ГПа) почти на порядок превышает твердость аустенита [14]. В табл. 3 приведены результаты испытаний аустенитных сталей на абразивное изнашивание.

Азотосодержащие стали имеют более высокую абразивную износостойкость и удельную работу изнашивания, чем нержавеющая сталь X18H10T. Необходимо отметить, что с увеличением содержания в них азота от 0,3 до 0,5 мас.% абразивная износостойкость азотсодержащих аустенитных сталей возрастает примерно на 20%.

Таблица 3- Исходная микротвердость H_n , абразивная износостойкость ϵ и удельная работа изнашивания W аустенитных сталей

Сталь	Исходная микротвердость, H_n , МПа	Абразивная износостойкость, ϵ	Удельная работа изнашивания, W , кДж/см ³
X18H10T	1599	1,8	51
НС-5Т	2245	1,9	54
04X20H6Г11М2АФБ	2970	2,1	53

Износостойкость сталей при сухом трении скольжения. Результаты триботехнических испытаний сталей при сухом трении скольжения в паре со сталью 45 приведены в табл. 4. В данных условиях испытаний изнашивание азотсодержащих аустенитных сталей и стали X18H10T носило адгезионный характер и характеризовалось преимущественным переносом материала образца на поверхность контртела.

Полученные результаты показывают, что сталь 04X20H6Г11М2АФБ с большим содержанием азота отличается наименьшей интенсивностью изнашивания.

Таблица 4 - Интенсивность адгезионного изнашивания I_h , коэффициент трения f , микротвердость на поверхности трения H_n и средняя плотность дислокаций ρ в поверхностном слое толщиной 5 мкм аустенитных сталей, испытанных в паре со сталью 45

Сталь	I_h , 10^{-7}	f	H_n , МПа	$\rho \cdot 10^{12}$, см ⁻²
X18H10T	5,9	0,38	7100	—
НС-5Т	6,4	0,42	5910	4,0
04X20H6Г11М2АФБ	2,4	0,37	5910	3,5

В результате интенсивного фрикционного воздействия поверхностные слои образцов упрочняются: средняя плотность дислокаций в слое толщиной порядка 5 мкм повышается до $\sim 3,5\text{--}4 \cdot 10^{12}$ см⁻², а микротвердость на поверхности трения возрастает до 5900–7500 МПа (т. е. в 2–3 раза), что типично для аустенитных сталей [15 - 17]. Сопротивление адгезионному изнашиванию азотсодержащих аустенитных сталей растёт примерно в 3 раза по мере увеличения содержания азота от 0,30 до 0,54%.

Исследования, выполненные методами ПЭМ показали, что во всех сталях у поверхности трения формируются нанокристаллические аустенитные структуры с размером кристаллитов 10–100 нм. Фотографии тонкой структуры и электронограммы, полученные от поверхностного слоя испытанных образцов толщиной около нескольких мкм приведены на рис. 3–5. По мере удаления от поверхности трения размеры аустенитных кристаллитов увеличиваются и на расстоянии ~ 10 мкм структура характеризуется разнотекстурностью и текстурой.

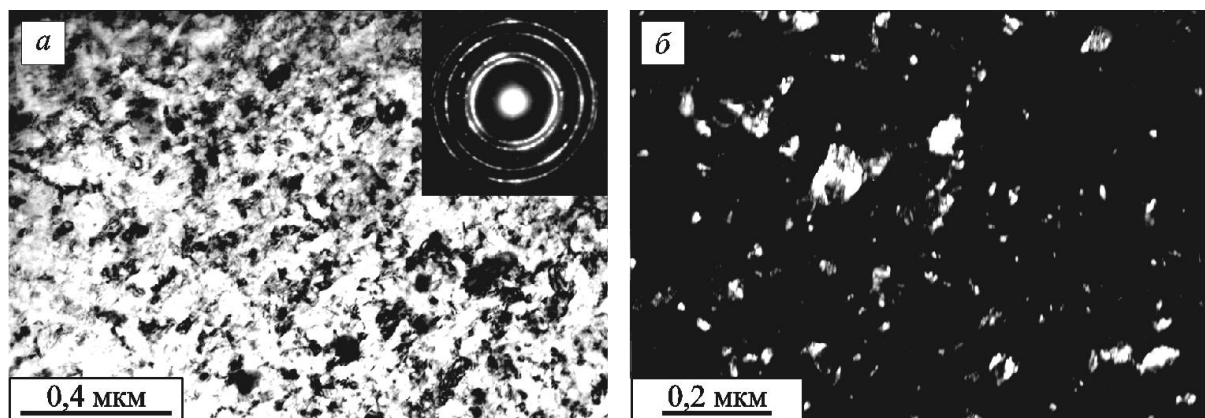


Рис. 3. Вид поверхностного слоя стали X18H10T после изнашивания в паре со сталью 45: а, б – светлопольное и темнопольное изображения (в рефлексах $(111)\gamma + (110)\alpha$)

Мартенсит деформации в процессе абразивного и адгезионного образуется только в деформированном слое толщиной 5 мкм образцов стали X18H10T, рис. 3, и содержание его по данным рентгеновского фазового анализа может достигать 90%.

В поверхностных слоях сталей НС-5Т и 04Х20Н6Г11М2А0.4БФ мартенсит деформации методами ПЭМ не обнаружен, рис.4, 5, этот факт подтвержден также рентгенографическими и магнитометрическими данными.

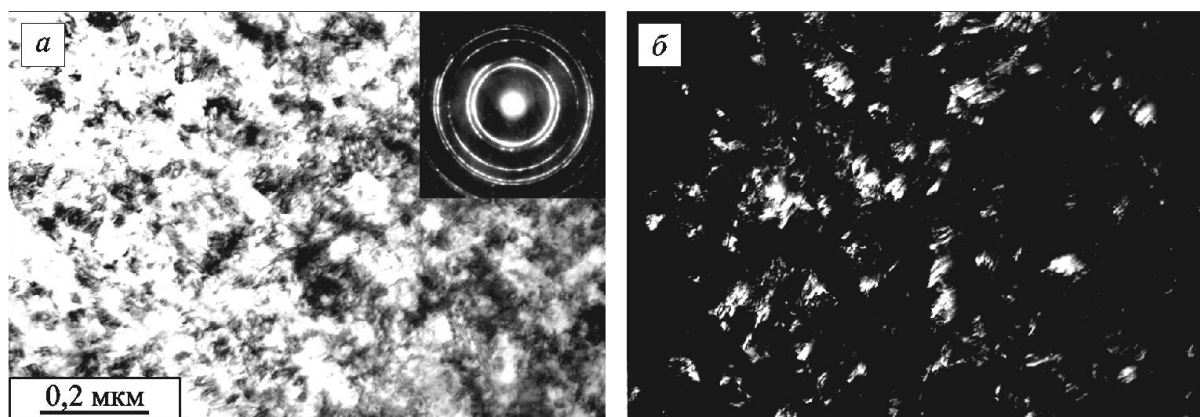


Рис. 4. Вид поверхностного слоя стали НС-5Т, после адгезионного изнашивания (в паре со сталью 45) после закалки от 1150°C (а, б); б– темнопольное изображение в рефлексе $(111)\gamma$

Не смотря на высокую микротвердость (7100 МПа, табл. 4), двухфазная ($\alpha' + \gamma$) структура поверхностного слоя стали X18H10T уступает по сопротивлению изнашиванию однофазной нанокристаллической аустенитной структуре стали 04Х20Н6Г11М2АФБ с микротвердостью ~6000 МПа, что очевидно связано с хрупкостью мартенситной фазы, особенно проявляющейся при адгезионном изнашивании.

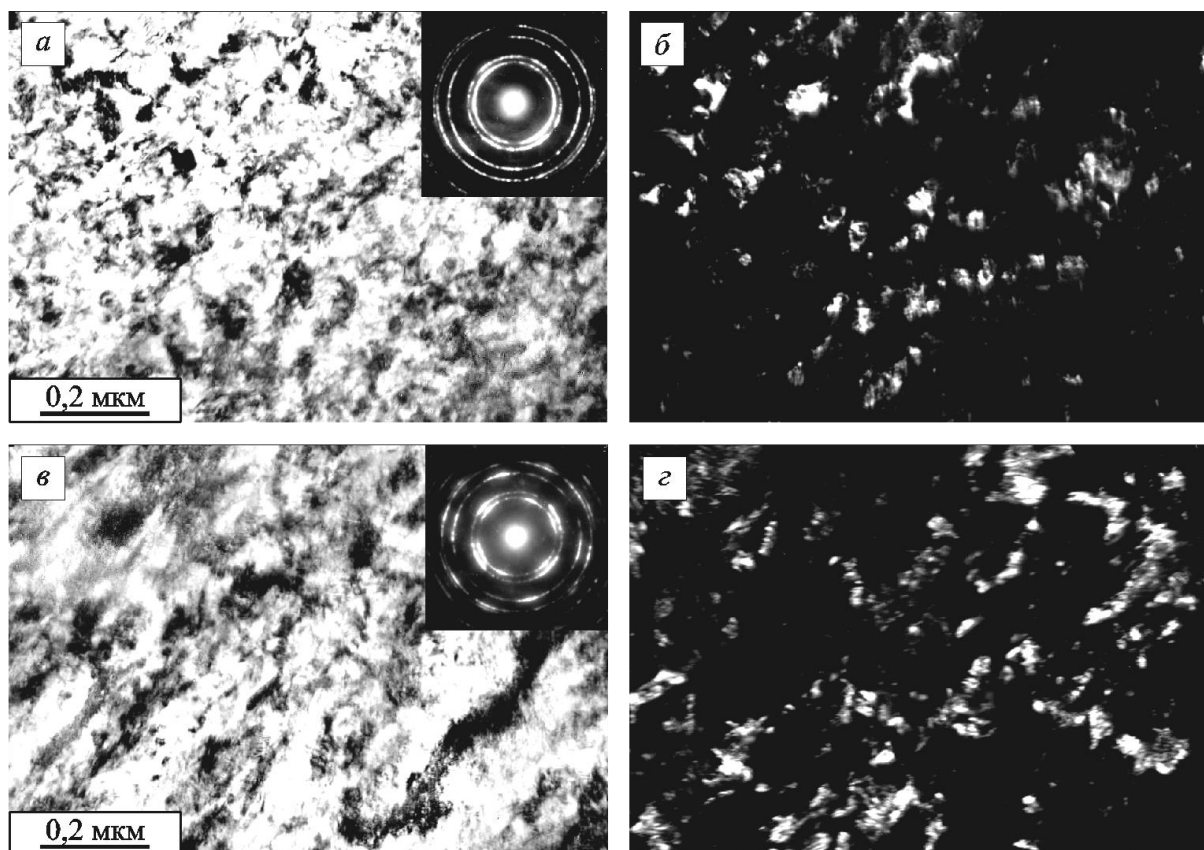


Рис. 5. Вид поверхностного слоя толщиной ~ 5 мкм (a , $б$) и 10 мкм ($в$, $г$) горячекатаной стали 04X20H6Г11М2АФБ, после адгезионного изнашивания в паре со сталью 45: a , $в$ – светлопольное изображение; $б$, $г$ – темнопольное изображение в рефлексе $(111)\gamma$

Износостойкость аустенитной стали исследуемых марок при испытаниях пар сталь–углепластика ФУТ. При испытаниях пары трения - ФУТ – сталь X18H10T резкое увеличение моментов трения наблюдалось уже при нагрузках 400–600Н и было связано с повреждением поверхности и, как показали измерения, повышением шероховатости роликов. Последующее нагружение этой пары привело к существенному возрастанию объемного износа канавки у образца ФУТ, которое при нагрузках 1000–1200 Н можно считать катастрофическим. У пар трения ФУТ – сталь НС-5Т и ФУТ – сталь 04X20H6Г11М2АФБ повреждением поверхности наблюдалось только при нагрузках свыше 600–800 Н. Зависимость линейной интенсивности изнашивания I_h от давлений в трибоконтакте P_n , полученная на основании результатов испытаний (рис. 6), показывает, что наименьшее значение I_h наблюдается у углепластика ФУТ, работающего со сталями НС-5Т и 04X20H6Г11М2АФБ, прослеживается связь уровня прочности сталей и линейной интенсивности изнашивания углепластика ФУТ.

Проведенные триботехнические испытания позволили установить значения максимальных допустимых рабочих давлений в трибоконтакте P_p^M у пар трения следующими величинами:

ФУТ по стали X18H10T – $P_p^M = 10$ МПа;

ФУТ по стали НС-5Т – $P_p^M = 16,5$ МПа;

ФУТ по стали 04X20H6Г11М2АФБ – $P_p^M = 15$ МПа.

Как видно из приведенных данных, для сталей с высоким уровнем прочности давление в трибоконтакте P_p^M повышается.

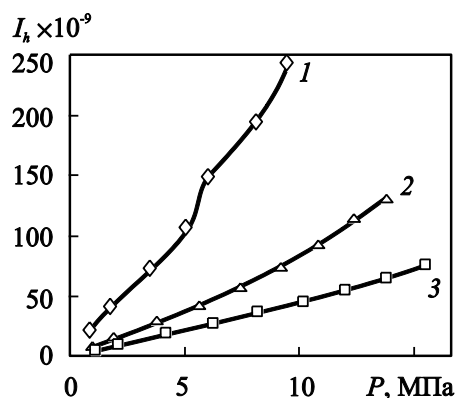


Рис. 6- Изменение линейной интенсивности изнашивания I_h в зависимости от контактного давления P при трении углепластика ФУТ по легированным сталям и смазывании водой со скоростью 1 м/с.

Результаты испытаний показали, что наилучшее сочетание противоизносных и антифрикционных свойств наблюдалось у пары трения ФУТ со сталью НС-5Т. Трибологические свойства пары трения со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ значительно выше, чем пары трения со сталью Х18Н10Т, а показатели линейной интенсивности изнашивания I_h углепластика ФУТ значительно ниже, чем пары трения со сталью НС-5Т при практически одинаковых антифрикционных характеристиках.

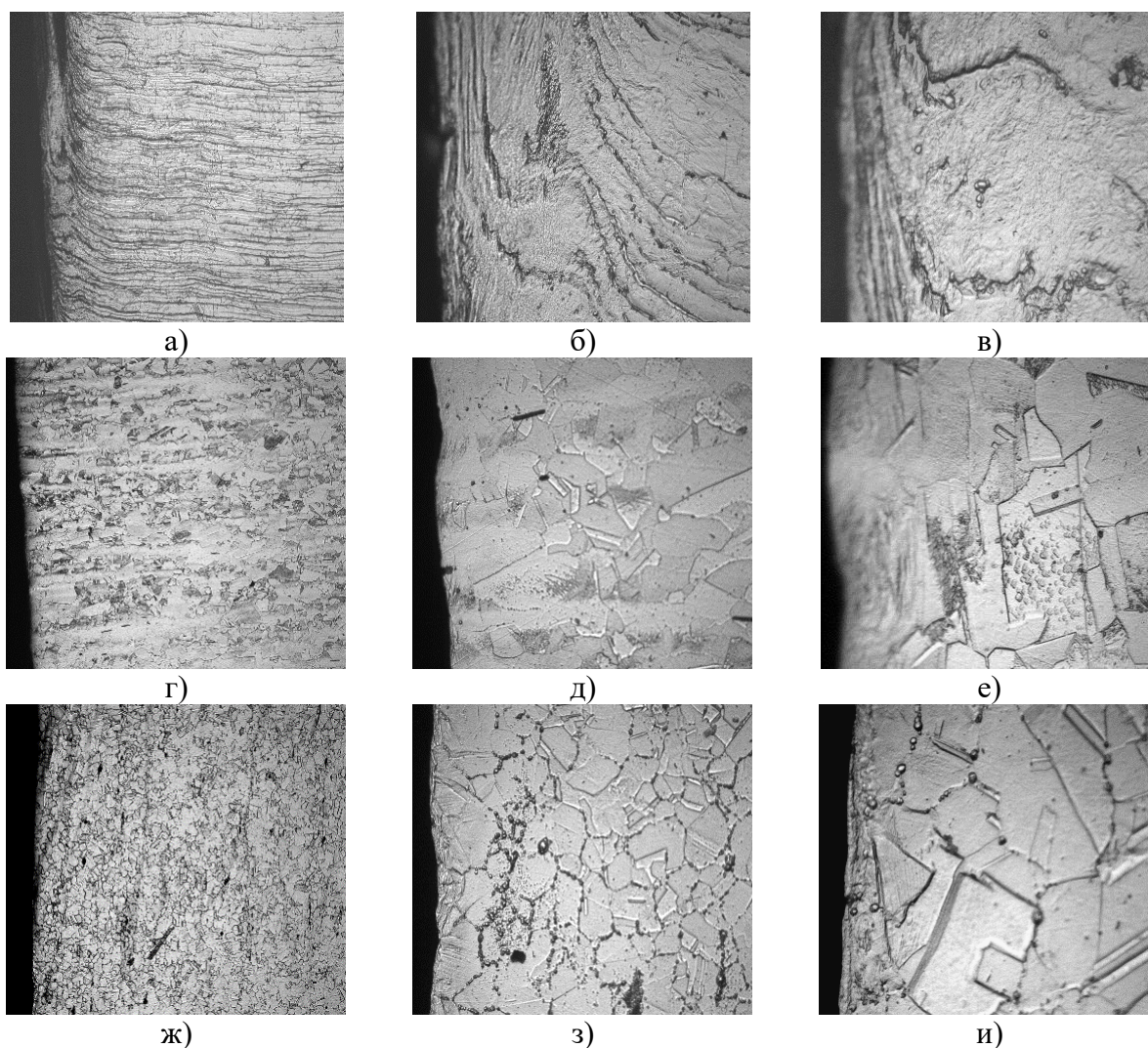


Рис. 7- Микроструктура сталей вблизи поверхности трения: а-в – Х18Н10Т; г-е – НС-5Т; ж-и – 04Х20Н6Г11М2АФБ; а, г, ж – х100; б, д, з – х500; в, е, и – х 100

Исследования изменения микроструктуры сталей, проведенные на шлифах, изготовленных вдоль радиуса ролика в плоскости, перпендикулярной поверхности испытания после электротравления, показали (рис. 7), что сталь марки X18H10T вблизи поверхности трения не только деформирована, но и ее слои замяты и погнуты (рис. 7а–в). В местах выхода на поверхность δ -феррита наряду с равномерно деформированными участками наблюдаются участки с глубокими выровами и канавками, наклепанный слой имеет ширину более 200 мкм и распространяется вглубь на образцах стали марки НС-5Т наблюдается самый тонкий наклепанный слой (рис. 7г–е). Участки со слабо выраженной деформацией расположены в пределах первого зерна от поверхности ролика. В поверхностных слоях наблюдается выкрашивание сульфидных включений. В образцах стали марки 04X20H6Г11М2АФБ наклепанный слой (рис. 7, ж–и) шире, чем в образцах стали НС-5Т, хотя он и располагается в пределах первого зерна от поверхности трения. Структурная анизотропия не влияет на характер и степень износа стали.

Заключение

Выполненные исследования показывают, что:

1. В условиях интенсивной пластической деформации при абразивном и адгезионном изнашивании азотосодержащие стали НС-5Т и 04X20H6Г11М2АФБ остаются стабильными по отношению к мартенситному превращению. Сталь 04X20H6Г11М2АФБ в 2,6 раза превосходит по сопротивлению адгезионному изнашиванию сталь марки НС-5Т, с более низким содержанием азота, и метастабильную сталь X18H10T, несмотря на интенсивное поверхностное упрочнение последней за счет $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения.

2. Азотосодержащие стали содержат деформированный поверхностный слой с диаметром 2–3 зерен аустенита, что обусловливается наличием упрочняющих нитридных и карбонитридных выделений.

3. Аустенитные азотсодержащие стали марок НС-5Т и 04X20H6Г11М2АФБ могут быть рекомендованы в качестве контртел для узлов трения-скольжения с антифрикционными углепластиковыми. Максимально допустимые рабочие давления в трибоконтакте с углепластиком связаны с уровнем прочности сталей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Высокопрочные свариваемые стали / И. В. Горынин, В. А. Малышевский, Ю. Л. Легостаев, Л. В. Грищенко // Вопросы материаловедения. – 1999. – № 3 (20). – С. 21–29.
2. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства немагнитных высокоазотистых сталей, полученных с использованием литья с противодавлением / О. А. Банных, В. М. Блинов, И. Л. Пойменов, Г. А. Кувшинов // Изв. АН СССР. Металлы. – 1982. – № 4. – С. 89–85.
3. Lenel U. R., Knott B. R. Structure and properties of corrosion and wear resistant Cr–Mn–N Steels // Met. Trans. – 1987. – V. 18A, N 5. – P. 847–855.
4. Schumacher W. J. Stainless steel alternative to cobalt alloys // Chem. Eng. – 1981. – V. 88 (19). – P. 149–152.
5. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии / Л. Г. Коршунов, Ю. Н. Гойхенберг, Н. А. Терещенко и др. // ФММ. – 1997. – Т. 84, Вып. 5. – С. 137–149.
6. Коршунов Л. Г., Гойхенберг Ю. Н., Черненко Н. Л. Влияние прерывистого распада на трибологические свойства высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Г22Х18А0,80 // ФММ. – 2000. – Т. 90, № 2. – С. 107–114.

7. Влияние старения на трибологические и механические свойства азотсодержащей нержавеющей аустенитной стали / Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко, Н. А. Терещенко, А. И. Уваров // ФММ. – 2005. – Т. 99, № 1. – С. 99–109.
8. Коршунов Л. Г., Гойхенберг Ю. Н., Черненко Н. Л. Влияние легирования и термической обработки на структуру и трибологические свойства азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при абразивном и адгезионном изнашивании // МиТОМ. 2007. № 5. С. 9–18.
9. Влияние скорости охлаждения в интервале 1100–800°C на механические свойства и структуру азотсодержащей аустенитной стали / В. В. Сагарадзе, Н. Л. Печеркина, В. А. Завалишин и др. // Вопросы материаловедения. – 2011. – Т. 3(67) . – С. 5–12.
10. Д. Г. Точильникова, Б. М. Гинзбург «Методика экспрессных триботехнических испытаний антифрикционных полимеров» // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 3(31). – С. 39–48.
11. Rogozhkin S. V., Ageev V. S., Aleev A. A., et al. // Phys. Metals Metallogr. – 2009. – V. 108. – P. 577.
12. Gerold V., Karnthaler H. P. On the origin of planar slip in F.C.C. alloys // Acta Met. – 1989. – V. 47, N 8. – P. 2177–2183.
13. Херцберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. – М.: Металлургия, 1989. – 576. с.
14. Хрущов М. М., Бабичев М. А. Абразивное изнашивание. – М.: Наука, 1970. – 251 с.
15. Hirth I. P., Rigney D. A. The application of dislocation concepts in friction and wear // Dislocations in Solids / Ed. by F. R. N. Nabarro. – 1983. – V. 6. – С. 25. – P. 3–54.
16. Баннов Р. М., Златева Г. З. Влияние азота на концентрацию дефектов упаковки Cr–Mn в аустените // Известия АН СССР. Металлы. – 1977. – № 2. – С. 172–176.
17. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев,

A.V. Anisimov, G.Yu. Kalinin, G.D. Motovilina, O.A. Kharkov
NRC “Kurchatov Institute” – CRISM “Prometey”, 191015,
St. Petersburg, Shpalernaya st., 49, e-mail: npk3@crism.ru

THE WEAR RESISTANCE OF STAINLESS NITROGEN CONTENT STEELS DURING FRICTION TESTS AT VARIOUS CONDITIONS

Abstract

To estimate austenitic steel structure effect on wear at various friction condition in order to select steel with maximum wear resistance a comparative frictional investigations of a conventionally used austenitic steel grade and high-strength austenitic steels with different nitrogen content were carried out.

Keywords: austenitic steel, high-strength nitrogen content steel, structure, friction properties, carbon-plastic