

PACS: 81.40.Pq, 64.60.Mu

Н.Б. Эфрос¹, Л.Г. Коршунов², Б.М. Эфрос¹, В.Ю. Дмитренко¹,
В.Н. Варюхин¹

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ АБРАЗИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ И ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

²Институт физики металлов УрО РАН
ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620041, Россия

Статья поступила в редакцию 7 октября 2014 года

Исследована износостойкость азотсодержащих (0.12–0.25 mass% N) сплавов мартенситного класса X17H2A0.12, X14A0.12, X15Г4A0.25 и стали 20X13 (0.19 mass% C) при трении скольжения и абразивном воздействии. Установлено, что азотистый мартенсит обладает меньшим сопротивлением различным видам изнашивания (адгезионному, абразивному, окислительному, тепловому), а также более низкой твердостью и способностью к деформационному упрочнению при трении по сравнению с углеродистым мартенситом стали 20X13.

Ключевые слова: азотистые мартенситные сплавы, адгезионное и абразивное изнашивание, трибологические свойства

Досліджено зносостійкість азотовмістних (0.12–0.25 mass% N) сплавів мартенситного класу X17H2A0.12, X14A0.12, X15Г4A0.25 і сталі 20X13 (0.19 mass% C) при терті ковзання й абразивному впливі. Встановлено, що азотистий мартенсит має менший опір різним видам зношування (адгезійному, абразивному, окислювальному, тепловому), а також більш низькою твердістю та здатністю до деформаційного зміцнення при терті порівняно з вуглецевим мартенситом сталі 20X13.

Ключові слова: азотисті мартенситні сплави, адгезійне й абразивне зношування, трибологічні властивості

Введение

В последнее время возрос интерес к использованию азота в качестве легирующего элемента, обеспечивающего сплавам и сталям различного класса повышенный комплекс физико-механических свойств [1]. Наиболее широкое применение получили азотсодержащие нержавеющие аустенитные спла-

вы [1–3]. Однако азот используется и для легирования сплавов с мартенситной основой (высокохромистых нержавеющей, быстрорежущих, штамповых), частично или полностью заменяя в них углерод [1,4]. Хотя азот как элемент внедрения считается аналогом углерода, нередко отмечается более эффективное влияние азота на различные свойства металлов и сплавов с ОЦК-структурой. В частности, азот, находящийся в твердом растворе, сильнее упрочняет феррит [5]. По сравнению с углеродом азот обладает значительно большей максимальной растворимостью в α -фазе (~ 0.10 mass%), меньшей энергией активации миграции внедренных атомов и повышенной скоростью диффузии (при температуре ниже 400°C) [6,7]. Вследствие этого азот весьма активно участвует в деформационном старении α -фазы [8].

При исследовании релаксационных явлений в углеродистых и азотистых высокохромистых сталях установлено, что последние характеризуются повышенным количеством атомов внедрения на дислокациях и более высокой устойчивостью атмосфер Коттрелла при отжиге [1]. По данным Ф. Пикеринга [9], азот эффективнее увеличивает предел текучести отожженных мартенситных сталей типа X12, нежели углерод. Азотистые сплавы (0.16–0.32% N) с мартенситной структурой (12% Cr; 5% Mn) и структурой метастабильного аустенита (9.6–12.8% Cr; 8.1–10.4% Mn) обладают повышенным сопротивлением абразивному изнашиванию по сравнению с углеродсодержащими сталями типа 1X18H9T, 40XГН, 10X13 [10].

Имеются сведения о различном поведении азота и углерода при низкотемпературном старении и отпуске мартенсита. В частности, на ранних стадиях старения атомы азота подвергаются локальному упорядочению, в то время как атомы углерода образуют кластеры [11]. Важными особенностями распада азотистого мартенсита при высокотемпературном отпуске являются меньший размер и повышенная температурная устойчивость выделяющихся нитридных (карбонитридных) частиц по сравнению с карбидными, что обеспечивает азотистым сталям больший упрочняющий эффект при вторичном твердении в сочетании с более высокими теплостойкостью и ударной вязкостью [9,4].

В этой связи значительный научный и практический интерес представляет исследование прочностных и трибологических свойств азотсодержащих мартенситных сталей (в сравнении с углеродсодержащими сталями такого же типа), в которых элемент внедрения находится как в твердом растворе, так и в составе выделившихся при отпуске частиц второй фазы. Целью настоящей работы является изучение износостойкости и структуры поверхностного слоя высокохромистых мартенситных сталей, содержащих 0.14–0.22% N, при абразивном воздействии и трении скольжения.

Материалы и методики исследования

Материалами исследования служили азотсодержащие стали на основе X17H2, X13 и X14Г4, химический состав которых приведен в табл. 1. Для

сопоставления использовали углеродсодержащую сталь 20X13 промышленной плавки. Сталь X17H2A0.14 выплавляли в печи Таммана с графитовым нагревателем, а стали X13A0.14 и X14Г4A0.22 – методом индукционного переплава шихты в атмосфере азота при давлении 1.0–1.5 atm. Азот вводили в стали с азотированными феррохромом и марганцем. После выплавки слитки массой 0.5 kg (сталь X17H2A0.14) и 10 kg (стали X13A0.14 и X14Г4A0.22) подвергали горячей механической обработке (ковке). Из прутков сечением 10 × 10 mm изготавливали образцы размером 7 × 7 × 20 mm для испытаний на трение и изнашивание. Образцы всех сталей закаливали в воде от 1050°C (выдержка 15 min) и отпускали при различных температурах (100–700°C) в течение 2 h.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, mass%				
	C	N	Cr	Mn	Ni
X17H2A0.14	0.03	0.14	17.0	≤ 0.05	2.1
X13A0.14	0.03	0.14	12.6	≤ 0.05	≤ 0.5
X14Г4A0.22	0.05	0.22	14.5	4.1	≤ 0.5
20X13	0.19	≤ 0.02	14.0	≤ 0.8	≤ 0.6

Испытания на абразивную износостойкость проводили при скольжении торцевой поверхности (7 × 7 mm) образцов по закрепленному абразиву – шлифовальной бумаге марки 14A16HM (корунд зернистостью 160 μm). Средняя скорость скольжения при возвратно-поступательном движении образца составляла 0.15 m/s, нормальная нагрузка – 49 N, путь трения – 17.6 m, длина рабочего хода образца – 0.1 m, величина поперечного смещения за один двойной ход образца – 1.2 mm. Абразивную износостойкость ε определяли как отношение потери массы армко-железа к потере массы испытуемого материала по результатам двух параллельных испытаний.

Испытания в условиях трения скольжения проводили на лабораторных установках по схеме палец–диск и палец–пластина в паре со сталью X12M твердостью 62–65 HRC. Испытания осуществляли на воздухе без смазки при нагрузках 108 N (схема палец–диск) и 294 N (схема палец–пластина). При испытаниях по схеме палец–диск скорость скольжения изменяли в интервале 0.10–1.93 m/s. При трении по схеме палец–пластина средняя скорость скольжения составляла 0.07 m/s, длина рабочего хода образца (при его возвратно-поступательном движении) – 0.04 m. Время испытания составляло 30–40 min. Интенсивность изнашивания образцов рассчитывали по формуле $Ih = Q/\rho LS$, где Q – потери массы образца, g; ρ – плотность материала, g/cm³; L – путь трения, cm; S – геометрическая площадь контакта, cm².

Структуру сталей исследовали металлографическим, рентгеновским и электронно-микроскопическим методами [12,3].

Экспериментальные результаты и их обсуждение

После закалки от 1050°C азотистые стали X17H2A0.14, X13A0.14 и X14Г4A0.22 имеют однофазную структуру пакетного реечного мартенсита, подобную структуре мартенсита закаленной углеродсодержащей хромистой стали 20X13. Во всех исследованных образцах рентгеновским методом (с ошибкой 5 vol.%) не было обнаружено остаточного аустенита.

Обращает на себя внимание различный характер изменения твердости и абразивной износостойкости от температуры отпуска высокохромистых сталей, содержащих азот и углерод. Все изученные азотистые стали характеризуются практически неизменными уровнями твердости и износостойкости в широком интервале температур низкого и среднего отпусков. После отпуска при температурах 400–550°C у сталей X17H2A0.14, X13A0.14 и X14Г4A0.22 отмечается заметный рост твердости (на 3–5 HRC₉) и абразивной износостойкости, связанный с дисперсионным твердением мартенсита в результате выделения из него нитридов (карбонитридов) хрома Me(C,N) и Me₂(C,N) [5,9,13]. Обусловленный вторичным твердением рост износостойкости для всех рассматриваемых азотистых сталей составляет 14–17% и, следовательно, сравнительно мало зависит от изменения содержания в стали азота (в пределах 0.14–0.22%), а также хрома, марганца и никеля.

Увеличение содержания азота от 0.14 до 0.22% в сталях с 13–14% хрома сопровождается повышением уровня износостойкости и твердости во всем исследованном диапазоне температур отпуска. Азотистая сталь X13A0.14 уступает по величине износостойкости стали X17H2A0.14 при отсутствии преимущества последней в величине твердости. Этот результат может быть следствием положительного влияния никеля на вязкость мартенсита [9]. Известно, что при равной твердости износостойкость металлических материалов во многом определяется вязкостью, способностью к большим пластическим деформациям при контактном нагружении [14].

У стали 20X13 в отличие от сталей с азотом максимальные уровни износостойкости и твердости наблюдаются непосредственно после закалки, а также после закалки и низкого (100–200°C) отпуска. После указанных термообработок сталь 20X13 с концентрацией углерода 0.13% значительно превосходит в твердости (до 12 HRC) и износостойкости (до 38%) сталь X13A0.14 с содержанием 0.14% N и 0.03% C. В закаленном и низкоотпущенном состояниях сталь 20X13 имеет преимущество в твердости и абразивной износостойкости даже перед сталью X14Г4A0.22, содержащей 0.22% N, 0.05% C и 4.1% Mn, который может оказать положительное влияние на прочность мартенсита [9]. При температурах отпуска 450–440°C происходит вторичный рост износостойкости стали 20X13, обусловленный дисперсионным упрочнением мартенсита карбидными частицами типа Cr₂₃C₆, Cr₇C₃ [6,9]. После отпуска при 300–400°C и в области температур вторичного твердения азотистая сталь X14Г4A0.22 характеризуется более высоким сопротивлением абразивному изнашиванию по сравнению со сталью 20X13

(при равных уровнях твердости сталей). При повышении температуры отпуска более 500–550°C происходит резкое снижение твердости и износостойкости всех исследуемых сталей, связанное с развитием процессов термического разупрочнения в мартенсите (возврата), а также увеличением частиц упрочняющих фаз [5,9].

Полученные результаты показывают, что у азотистых сталей, а также у стали 20X13 максимум износостойкости, обусловленный вторичным твердением мартенсита, смещается относительно максимума твердости примерно на 50°C в сторону больших температур отпуска. Это, по-видимому, связано с различием в характере влияния размера упрочняющей фазы (нитридов, карбонитридов, карбидов) на твердость и износостойкость мартенситной структуры. О неадекватном влиянии морфологии частиц упрочняющей фазы на твердость и износостойкость стареющих сталей и сплавов свидетельствуют, например, данные работы [15].

Влияние абразивного воздействия на микротвердость поверхности и ширину рентгеновской линии $(110)_\alpha$ закаленных и отпущенных сталей X14Г4А0.22 и 20X13 показало, что азотсодержащие стали в процессе изнашивания упрочняются меньше, чем сталь 20X13. После закалки, а также после закалки и отпуска при 100–400°C прирост микротвердости на поверхностях изнашивания у сталей X17Н2А0.14, X13А0.14 и X14Г4А0.22 составляет 0.9–1.3 GPa, а у стали 20X13 – 1.2–1.8 GPa. Кроме того, в результате абразивного воздействия у закаленных, а также у закаленных и отпущенных при 100–500°C сталей X14Г4А0.22 и 20X13 отсутствует заметный рост интегральной ширины рентгеновской линии $(110)_\alpha$, характерный для высокоотпущенных (при 600–700°C) сталей. Это можно объяснить протеканием в азотистом и углеродистом мартенсите деформационного динамического старения [12], которое характеризуется уменьшением тетрагональности мартенсита в результате выхода части атомов азота или углерода из кристаллической решетки в примесные атмосферы дислокаций. Связанное с этим процессом уменьшение ширины рентгеновской линии в значительной степени (или полностью) компенсирует рост ширины линии, вызванный увеличением плотности дислокаций вследствие интенсивной пластической деформации при изнашивании.

В табл. 2 показано влияние химического состава и режима отпуска на интенсивность изнашивания, микротвердость и ширину рентгеновской линии $(100)_\alpha$ поверхности закаленных азотистых сталей и стали 20X13, испытанных при трении в паре со сталью X12М по схеме палец–пластина. Выбранные условия нагружения (малая скорость скольжения, повышенная нагрузка) способствовали развитию у исследованных сталей преимущественно адгезионного вида изнашивания. Средняя объемная температура в поверхностном слое образцов не превышала 60°C. Величина коэффициента трения сталей находилась в пределах 0.6–0.7 независимо от их химического состава и режима термической обработки.

Таблица 2

Интенсивность изнашивания (Ih) и структурные характеристики закаленных от 1050°C и отпущенных сталей X13A0.14, X14Г4A0.22 и 20X13, испытанных при трении без смазки по стали X12M со средней скоростью скольжения 0.07 m/s и нагрузке 294 N

Марка стали	Температура отпуска, °C	$Ih \times 10^7$	Ширина линии $(110)_\alpha$, min		Микротвердость, GPa		
			до испытания	после испытания	до испытания	после испытания	ΔH
X13A0.14	Без отпуска	47.5	33	48	4.0	6.4	2.4
	200	103.3	32	47	4.0	6.4	2.4
	500	125.6	31	48	4.4	6.5	2.1
X14Г4A0.22	Без отпуска	8.3	41	48	4.8	7.1	2.3
	200	8.2	39	47	4.8	7.2	2.4
	500	4.1	40	50	5.1	6.8	1.7
20X13	Без отпуска	1.7	45	55	5.8	8.8	3.0
	200	1.6	43	52	5.2	8.1	2.9
	500	3.8	39	46	4.7	7.7	3.0

Из табл. 2 следует, что с увеличением содержания азота интенсивность адгезионного изнашивания азотистых сталей резко снижается. Это обусловлено положительным влиянием азота на исходную и эффективную прочность мартенсита. Однако даже при максимальной концентрации азота (0.22% в стали X14Г4A0.22) уровень износостойкости и микротвердости мартенситной структуры заметно ниже, чем у мартенсита закаленной и низкоотпущенной стали 20X13. Влияние режима отпуска на сопротивление адгезионному изнашиванию может носить иной характер, чем для случая абразивного изнашивания. Так, у стали X13A0.14 максимальная износостойкость наблюдается в закаленном состоянии (без отпуска), а низкий (200°C) и особенно высокий (500°C) отпуска значительно снижают сопротивление стали изнашиванию. У стали же X14Г4A0.22, дополнительно легированной азотом и марганцем, напротив, наибольшая износостойкость при трении скольжения, как и при абразивном воздействии, достигается после отпуска при 500°C. При этом стали X14Г4A0.22 и 20X13, подвергнутые вторичному дисперсионному твердению, обладают одинаковыми уровнями износостойкости. Повышенное сопротивление адгезионному изнашиванию неотпущенной стали X13A0.14, вероятно, объясняется тем, что при адгезионном характере взаимодействия металлических поверхностей процессы пластической деформации протекают значительно интенсивнее, чем при воздействии абразива. Воздействие трения приводит к более существенному росту микротвердости и ширины рентгеновской линии $(100)_\alpha$, нежели абразивное воздействие (см. табл. 2). Это отражает более значительное увеличение плотности дислокаций в поверхностном слое сталей при трении. При пониженном содержании азота в стали механизм твердорастворного упрочнения мартенсита, связанный с присутствием в нем атомов азота и реализуемый в неот-

пущенном состоянии, в условиях адгезионного изнашивания может эффективнее влиять на износостойкость по сравнению с дисперсионным упрочнением нитридами.

Электронно-микроскопическое исследование тонкого (1–5 μm) поверхностного слоя закаленных сталей X14Г4А0.22 и 20Х13 показало, что при рассматриваемых условиях фрикционного нагружения происходит сильное дробление мартенситных кристаллов, приводящее к образованию ультрадисперсной фрагментированной структуры. Возникновение на поверхностях трения ультрадисперсных структур (УДС) свидетельствует о развитии деформации преимущественно по ротационному механизму – за счет относительного проскальзывания фрагментов рассматриваемой структуры [16]. Азотсодержащая сталь характеризуется более низкой степенью диспергирования и меньшей однородностью структуры поверхностного слоя по сравнению со сталью 20Х13. Размеры фрагментов УДС составляют 15–100 nm у стали X14Г4А0.22 и 5–50 nm у стали 20Х13. О меньшей разориентировке фрагментов УДС стали X14Г4А0.22 по сравнению со сталью 20Х13 свидетельствует вид микроэлектронограмм. Ультрадисперсные структуры, подобные структурам на поверхности трения закаленной стали X14Г4А0.22, наблюдались также на поверхности трения данной стали, подвергнутой закалке с последующим отпуском при 200 или 500°C.

Важно отметить, что УДС, формирующиеся на поверхностях изнашивания азотистых сталей, характеризуются более низким уровнем прочности (микротвердости) и меньшими значениями ширины рентгеновской линии $(110)_\alpha$ (за исключением высокоотпущенного состояния), чем УДС поверхностного слоя стали 20Х13 (см. табл. 2). Возникновение УДС на поверхности азотистых сталей сопровождается также меньшим деформационным упрочнением ΔH материала, чем в случае фрикционного нагружения стали 20Х13.

В табл. 3 представлены значения интенсивности изнашивания азотистых сталей X13А0.14, X14Г4А.0.22 и стали 20Х13, подвергнутых различной термической обработке и испытанных при трении по стальному диску в условиях возрастающего фрикционного нагрева их поверхностного слоя, что достигалось увеличением скорости скольжения в диапазоне 0.10–1.93 m/s. Видно, что у закаленных неотпущенных азотсодержащих сталей по мере увеличения скорости скольжения от 0.10 до 0.96 m/s наблюдается снижение интенсивности при общем относительно высоком уровне износостойкости. В данном интервале скоростей скольжения развивается преимущественно окислительный вид изнашивания, характеризующийся образованием устойчивых окисных пленок, которые препятствуют адгезионному взаимодействию стальных поверхностей и тем самым способствуют уменьшению интенсивности изнашивания сталей [17]. Результаты, приведенные в табл. 3, показывают, что в условиях преимущественно окислительного изнашивания структура азотистого мартенсита сталей X13А0.14 и X14Г4А0.22 заметно уступает в износостойкости углеродистому мартенситу закаленной неотпущенной стали 20Х13.

Таблица 3

Влияние скорости скольжения на интенсивность изнашивания закаленных от 1050°C и отпущенных сталей X13A0.14, X14Г4A0.22 и 20X13 (трение без смазки по стали X12M при нагрузке 108 N)

Марка стали	Температура отпуска, °C	Интенсивность изнашивания $Ih \times 10^8$ в зависимости от скорости скольжения, m/s				
		0.10	0.51	0.96	1.31	1.93
X13A0.14	Без отпуска	5.9	4.3	2.4	25.1	107.4
	200	10.8	6.4	3.2	43.3	100.3
	500	43.6	7.4	9.0	34.6	82.6
X14Г4A0.22	Без отпуска	5.1	3.4	3.0	35.6	95.6
	200	5.1	1.2	1.9	29.1	145.4
	500	5.4	2.9	2.8	21.4	95.9
20X13	Без отпуска	0.5	0.7	2.1	14.2	59.4
	200	0.7	0.8	1.1	13.0	55.9
	500	0.4	1.9	0.6	15.7	52.1

Увеличение скорости скольжения от 0.96 до 1.93 m/s приводит к резкому росту интенсивности изнашивания сталей вследствие развития на поверхности процессов теплового схватывания (схватывание II рода). Возникновение данного катастрофического адгезионного изнашивания обусловлено термическим разупрочнением поверхностных слоев сталей в результате их интенсивного фрикционного нагрева [17]. Видно, что в условиях теплового изнашивания закаленные азотсодержащие стали уступают в износостойкости стали 20X13. Изменение содержания азота в мартенсите не оказывает значительного влияния на сопротивление закаленных неотпущенных сталей как окислительному изнашиванию (при $V = 0.10-0.96$ m/s), так и тепловому схватыванию (при $V = 1.31-1.93$ m/s), т.е. на их фрикционную теплостойкость.

Отпуск при 200°C и, особенно, при 500°C, как и в случае испытания по схеме палец–пластина (см. табл. 2), приводит к резкому росту интенсивности изнашивания стали с максимальным содержанием азота (X13A0.14) в диапазоне скоростей скольжения 0.10–0.96 m/s, благоприятном для развития окислительного изнашивания (см. табл. 3). Максимальные значения интенсивности изнашивания зафиксированы при трении со скоростью 0.10 m/s стали X13A0.14, отпущенной при 500°C, когда имело место интенсивное адгезионное изнашивание материала при отсутствии заметного фрикционного нагрева (схватывание I рода [17]). Отпуск при 200 и 500°C не оказывает большого влияния на износостойкость сталей X14Г4A0.22 и 20X13 при всех исследованных скоростях скольжения (см. табл. 3). Как и в неотпущенном состоянии, сталь X14Г4A0.22, подвергнутая закалке и отпуску, уступает в износостойкости стали 20X13 при окислительном и тепловом видах изнашивания.

Проведенные комплексные исследования трибологических и прочностных характеристик азотсодержащих нержавеющей мартенситных сталей в сопоставлении с подобной углеродсодержащей сталью позволяют заключить, что по сравнению с углеродом растворенный в мартенсите азот в ко-

личестве до 0.22% оказывает заметно менее эффективное влияние на сопротивление мартенсита различным видам изнашивания (абразивному, адгезионному, окислительному, тепловому), а также на его прочность (твердость) и способность к дополнительному деформационному упрочнению в процессе фрикционного нагружения.

Полученные результаты расходятся с известными представлениями о характере влияния азота на свойства и структурные характеристики α -мартенсита и феррита. Согласно литературным данным (например, [18,11]) и полученным результатам электронно-микроскопического исследования азотистый мартенсит морфологически подобен углеродистому. Эффективные радиусы атомов азота и углерода в мартенсите близки [19]. Влияние обоих элементов внедрения на создаваемые в решетке α -железа упругие искажения [7], а также на параметр решетки мартенсита [18,19] практически одинаково. В соответствии с экспериментальными данными [20,21] азот и углерод характеризуются приблизительно равной энергией взаимодействия с дислокациями в α -железе. В ряде работ отмечается даже более эффективное блокирующее влияние азота на дислокации в мартенсите [1] и феррите [22,23], следствием чего является более сильное упрочняющее действие растворенного в феррите азота [5]. В работах [10,11] сделан вывод о том, что азот по крайней мере столь же эффективен в упрочнении нелегированного и высокохромистого мартенсита, как и углерод.

Пониженная износостойкость мартенсита азотсодержащих сталей (по сравнению с мартенситом стали 20X13) обусловлена более низким уровнем твердости азотистого мартенсита и, по-видимому, его меньшей способностью к экстремальной пластической деформации в специфических условиях фрикционного воздействия. То есть азотистый мартенсит выдерживает меньшую величину пластической деформации до разрушения. Об этом свидетельствуют более низкий уровень деформационного упрочнения азотистого мартенсита, существенно меньшие значения микротвердости и ширины рентгеновской линии мартенсита на поверхностях изнашивания азотистых сталей по сравнению с углеродсодержащей сталью (см. табл. 2), а также отсутствие у стали X14Г4А0.22 столь высокой однородности и дисперсности УДС на поверхности трения, как это наблюдалось у стали 20X13.

Фактор пониженной пластичности азотистого мартенсита оказывает наименьшее влияние на сопротивление абразивному изнашиванию: преимущество в абразивной износостойкости мартенсита стали 20X13 перед мартенситом стали X14Г4А0.22 составляет лишь 8–18%. В гораздо большей степени рассматриваемый фактор проявляется при экстремально высокой пластической деформации поверхностного слоя – в условиях трения скольжения, когда разница в значениях износостойкости закаленных сталей 20X13 и X14Г4А0.22 может достигать 5–10 раз (см. табл. 2, 3). При окислительном изнашивании роль пластичности в сопротивлении мартенситной структуры проявляется в наибольшей степени.

Об отрицательном влиянии пониженной пластичности азотистого мартенсита на его износостойкость отчасти свидетельствует также тот факт, что при введении в азотсодержащую мартенситную сталь никеля (сталь X17H2A0.14), повышающего пластичность и вязкость стали [9], уровень абразивной износостойкости заметно возрастает.

Заключение

Структура закаленных азотсодержащих (0.14–0.22% N) сталей X17H2A0.14, X13A0.14 и X14A0.22 подобна структуре низкоуглеродистых хромистых сталей и представляет собой реечный пакетный мартенсит. Азотистый мартенсит (при содержании в нем до 0.22% N) обладает меньшим сопротивлением абразивному, адгезионному, окислительному и тепловому видам изнашивания по сравнению с углеродистым мартенситом стали 20X13. Это обусловлено более низким уровнем твердости, а также меньшей способностью к интенсивной пластической деформации азотистого мартенсита в условиях фрикционного нагружения. Вследствие пониженной пластичности азотистый мартенсит разрушается при меньших величинах пластической деформации, чем углеродистый мартенсит. Это проявляется в более низком деформационном упрочнении азотистого мартенсита, а также в формировании в тонком (1–5 μm) поверхностном слое стали X14Г4A0.22 менее однородных и диспергированных УДС, чем на поверхности трения стали 20X13. Менее эффективное (в сравнении с углеродом) влияние азота на износостойкость сталей в наибольшей степени проявляется при адгезионном и окислительном видах изнашивания, когда преимущество в износостойкости углеродистого мартенсита перед азотистым может достигать 5–10 раз.

Увеличение содержания азота в исследуемых сталях от 0.14 до 0.22% повышает их сопротивление абразивному и адгезионному изнашиванию. Наибольшими твердостью и сопротивлением абразивному изнашиванию азотсодержащие стали обладают в состаренном состоянии – после отпуска при 500–550°C, в то время как сталь 20X13 имеет максимальную износостойкость после закалки, а также после закалки и низкого (100–200°C) отпуска. После отпуска при 500°C сталь X14Г4A0.22, упрочненная нитридами (карбонитридами), характеризуется некоторым преимуществом в абразивной износостойкости, одинаковым сопротивлением адгезионному изнашиванию и существенно меньшей износостойкостью при окислительном и тепловом видах изнашивания по сравнению с дисперсионно-упрочненной сталью 20X13. Азотсодержащая сталь на хромоникелевой основе превосходит в абразивной износостойкости хромистую сталь равной твердости, что, по-видимому, обусловлено положительным влиянием никеля на вязкость мартенсита.

1. *Ц. Рашев*, Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением, Изд.-во Болгарской академии наук, София (1995).
2. *О.А. Банных, В.М. Блинов, И.Л. Пойменов, Г.А. Кувшинов*, Изв. АН СССР. Металлы № 4, 80 (1982).

3. Л.Г. Кориунов, Ю.Н. Гойхенберг, Н.А. Терещенко, ФММ **85**, № 5, 137 (1997).
4. В.Г. Гаврилюк, С.П. Ефименко, Тр. I Всесоюзной конф. «Высокоазотистые стали», Киев (1990), с. 5.
5. М.И. Гольдштейн, А.В. Гринь, Э.Э. Блюм, Л.М. Панфилова, Упрочнение конструкционных сталей нитридами, Металлургия, Москва (1970).
6. Э.А. Гудремон, Специальные стали. Т. 2, Металлургия, Москва (1966).
7. А. Новик, Б. Бери, Релаксационные явления в кристаллах, Атомиздат, Москва (1975).
8. А.Х. Коттрелл, Дислокации и пластическое течение в кристаллах, Металлургия, Москва (1958).
9. Ф.Б. Пикеринг, Физическое металловедение и разработка сталей, Металлургия, Москва (1982).
10. U.R. Lenel, B.R. Knott, Metall. Trans. **A18**, 847 (1987).
11. E.J. Mittemeijer, M. van Rooijen, I. Wierszyllowski, H.C.F. Rozendaal, P.F. Colijn, Z. Metallkunde **74**, 473 (1983).
12. Л.Г. Кориунов, А.В. Макаров, В.М. Счастливец, ФММ **66**, 948 (1988).
13. H. Berns, V.A. Duz, R. Ehrhardt, Z. Metallkunde **88**, 109 (1997).
14. E. Hornbogen, Z. Metallkunde **66**, 507 (1975).
15. К.-Н. Zum Gahr, Z. Metallkunde **68**, 381 (1977).
16. P. Heilmann, W.A.T. Clark, D.A. Rigney, Acta Metall. **31**, 1293 (1983).
17. Н.Л. Голего, Схватывание в машинах и методы его устранения, Техника, Киев (1965).
18. T. Bell, W.S. Owen, J. Iron Steel Inst. **205**, 428 (1967).
19. Liu Cheng, A. Böttger, Th.H. de Keijser, E.J. Mittemeijer, Scripta Metall et Material. **24**, 509 (1990).
20. М.Е. Блантер, А.И. Сурин, М.С. Блантер, Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей и свойства металлов, Тульский политех. ин-т, Тула (1974), с. 154–159.
21. В.Г. Гаврилюк, Распределение углерода в стали, Наукова думка, Киев (1987).
22. W. Koster, G. Kamppschulte, Arch. Eisenhüttenw. **32**, 809 (1961).
23. K. Furusawa, K. Tanaka, J. Japan Inst. Metals **33**, 985 (2001).

N.B. Efros, L.G. Korshunov, B.M. Efros, V.Yu. Dmitrenko, V.N. Varyukhin

WEAR RESISTANCE AND STRUCTURAL MODIFICATION OF THE SURFACE LAYER OF HIGH-CHROMIUM MARTENSITIC ALLOYS UNDER ABRASIVE ACTION AND SLIDING FRICTION

The wear resistance of nitrogenous martensitic alloys X17H2A0.12, X14A0.12, X15G4A0.25 (0.12–0.25 mass% N) and 20X13 steel (0.19 mass% C) was tested under sliding friction and abrasive effect. It was found that the nitrogenous martensite is characterized by lower resistance with respect to different types of wear (adhesive, abrasive, oxidative, thermal one), lower hardness and work-hardenability in the course of friction as compared to the carbon martensitic steel 20X13.

Keywords: nitrogenous martensitic alloys, adhesive and abrasive wear, tribological properties