

УДК 621.787.4:620.178.1

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 20X13 С СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ СЛОЯМИ, СФОРМИРОВАННЫМИ ВЫГЛАЖИВАНИЕМ НА ТОКАРНО-ФРЕЗЕРНОМ ЦЕНТРЕ

© 2011 В.П. Кузнецов¹, А.В. Макаров², А.С. Юровских³, Р.А. Саврай², А.Е. Киряков¹

¹Курганский государственный университет, г. Курган

²Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

³Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

Поступила в редакцию 10.11.2011

Исследованы износостойкость и коэффициент трения в условиях абразивного изнашивания и трения скольжения в жидких средах (вода, смазка) субмикроструктурных и нанокристаллических слоев, сформированных алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре на поверхностях деталей из коррозионно-стойкой стали 20X13 в трех исходных структурных состояниях.

Ключевые слова: коррозионно-стойкая сталь, алмазное выглаживание, электронная просвечивающая микроскопия, структура, интенсивность изнашивания, коэффициент трения

Нержавеющие стали находят широкое применение в качестве материала деталей нефтяного и газового оборудования, подверженным в процессе эксплуатации коррозии, воздействию высоких контактных нагрузок и температур. К прецизионным поверхностям указанных ответственных деталей предъявляются повышенные требования по чистоте обработки, прочности и износостойкости. Прогрессивным способом формирования высококачественных поверхностей деталей из коррозионно-стойких сталей является выглаживание на токарно-фрезерных центрах специальным инструментом с узлом динамической стабилизации (УДС) [1-3]. Применение инструмента с УДС на динамически жестких станках существенно повышает эффективность финишной обработки, обеспечивая при исходной шероховатости поверхности после точения $Ra=0,80-1,16$ мкм уменьшение шероховатости в ≥ 7 раз на нетермоупрочненной и в $\geq 9-12$ раз – на термоупрочненной нержавеющей стали мартенситного класса типа 20X13 [2]. При этом установлено сильное влияние исходной структуры стали 20X13 и силы выгла-

живания на шероховатость, упрочнение и напряженное состояние обработанной поверхности.

Цель настоящей работы – электронно-микроскопическое исследование тонкой структуры и трибологических свойств (интенсивности изнашивания и коэффициента трения) в различных условиях фрикционного нагружения поверхностных слоев, сформированных при алмазном выглаживании на токарно-фрезерном центре инструментом с УДС деталей из высокохромистой стали 20X13 в трех исходных структурных состояниях.

Детали в виде дисков диаметром 75 мм и толщиной 10 мм из стали 20X13 (0,22 мас. % С; 13,06 % Cr) в состоянии поставки (отжиг, твердость HB 150) и после закалки от 1050°C с последующим высокотемпературным отпуском при 560°C (HB 270) и низкотемпературным отпуском при 150°C (HB 460) на токарно-фрезерном центре подвергали чистовому точению и финишному выглаживанию с СОТС (смазочно-охлаждающей технологической средой) специальным инструментом с УДС с индентором из природного алмаза со сферической заточкой радиусом $R=4$ мм и шероховатостью $Ra\sim 5$ нм по режимам, приведенным в работе [2]. Электронно-микроскопическое исследование структуры осуществляли на микроскопе JEOL JEM-2100 методом тонких фольг на просвет с применением одностороннего утонения заготовок. Структуру на поперечных шлифах и поверхности изнашивания изучали на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения Tescan Mira 3 LMU с автоэмиссионным катодом Шоттки высокой яркости. Шероховатость поверхностей определяли на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Микротвердость измеряли на микротвердомере Leica VMHT при нагрузке на индентор 0,25 Н. Методом кинетического микроиндентирования на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,25 Н определяли твердость вдавливания H_{IT} и контактный модуль упругости E^* . Остаточные на-

Кузнецов Виктор Павлович, кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой автоматизации производственных процессов Курганского государственного университета. E-mail: wrkuzn@mail.ru.

Макаров Алексей Викторович, доктор технических наук, заведующий лабораторией конструкционного материаловедения Института машиноведения УрО РАН. E-mail: makarov@imach.uran.ru.

Юровских Артем Сергеевич, кандидат технических наук, доцент Уральского федерального университета. E-mail: artem.yurovskikh@mail.ru.

Саврай Роман Анатольевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории конструкционного материаловедения Института машиноведения УрО РАН. E-mail: ras@imach.uran.ru.

Киряков Александр Евгеньевич, инженер кафедры автоматизации производственных процессов Курганского государственного университета. E-mail: kirjakoff@rambler.ru

пряжения рассчитывали методом наклонной рентгеновской съемки на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в CrK α -излучении.

Трибологические испытания проводили на лабораторной установке при возвратно-поступательном движении образцов с рабочей поверхностью 5,2 \times 5,2 мм. Испытания по закрепленному абразиву кремню твердостью \sim 10 ГПа и зернистостью \sim 200 мкм проводили при нормальной нагрузке $N=9,8$ Н, средней скорости скольжения $V=0,175$ м/с, пути трения $L=50$ см для образцов после отжига и высокого отпуска и $L=100$ см для образцов после низкого отпуска, длине рабочего хода $l=100$ мм, величине поперечного смещения шлифовальной шкурки за один двойной ход образца 1,2 мм. Испытания по пластине из стали 12X18H10T со смазкой (масло И-30) и в водопроводной воде проводили при $N=78-588$ Н, $V=0,07$ м/с, $L=120$ м, $l=30$ мм. Условия испытаний выбраны применительно к узлам запорной арматуры. Определяли интенсивность изнашивания I_h ($I_h=Q/\rho SL$, где Q – потери массы образца, г; ρ – плотность материала

образца, г/см 3 ; S – геометрическая площадь контакта, см 2), коэффициент трения f ($f=F/N$, где F – сила трения, Н, которую измеряли с помощью упругих элементов – рессор с наклеенными на них тензодатчиками) и удельную работу абразивного изнашивания W (кДж/см 3) ($W=FL/\Delta V_m=f\cdot N\cdot L/\rho/Q$, где ΔV_m – объемный износ материала, см 3). Трибологические свойства определяли по результатам двух-четырёх параллельных испытаний.

Данные табл. 1 свидетельствуют, что в результате совместного действия чистового точения и выглаживания на поверхности стали 20X13 с различной исходной структурой достигается существенное упрочнение и создается высокий уровень благоприятных остаточных сжимающих напряжений. Наблюдаемый рост при выглаживании отношения H_{IT}/E^* (удельной контактной твердости) свидетельствует о повышении стойкости материала к упругой деформации [4, 5], а по некоторым данным [6], и износостойкости.

Таблица 1. Влияние термической обработки и алмазного выглаживания с силой P на микротвердость HV0,025, отношение твердости вдавливания H_{IT} к контактному модулю упругости E^* , шероховатость Ra и остаточные напряжения σ на поверхности стали 20X13

Исходное состояние			Выглаживание				
Термическая обработка	HV	H_{IT}/E^*	$P, Н$	HV	H_{IT}/E^*	Ra, мкм	$\sigma, МПа$
Отжиг	180	0,011	230	405	0,021	0,15	-715
Закалка, отпуск 560 $^{\circ}C$	300	0,017	230	495	0,027	0,12	-980
Закалка, отпуск 150 $^{\circ}C$	515	0,026	230	665	0,034	0,24	-1000
Закалка, отпуск 150 $^{\circ}C$	530	0,028	340	810	0,041	0,09	-1500

Согласно [2], проведение после чистового точения выглаживания с нагрузкой $P=230$ Н обеспечивает формирование нового рельефа поверхности отожженной и высокоотпущенной при 560 $^{\circ}C$ стали ($Ra=0,12-0,15$ мкм) и лишь неполное сглаживание исходной шероховатости точеной поверхности низкоотпущенной при 150 $^{\circ}C$ стали ($Ra=0,24$ мкм). Увеличение силы выглаживания до $P=340$ Н позволяет полностью сгладить вершины микронеровностей точения на поверхности наиболее высокопрочной низкоотпущенной стали и достигнуть нанометрового диапазона параметра шероховатости $Ra=0,09$ нм (см. табл. 1).

Выглаживание при нагрузке $P=230$ Н формирует на поверхности нетермоупрочненной стали 20X13 слой толщиной 5-8 мкм (рис. 1а, зона А) с субмикроструктурной структурой феррита (рис. 1б, в): темнопольное изображение структуры на рис. 1в показывает, что размер многих кристаллитов составляет \sim 200 мкм. В слое А с сильно диспергированной структурой, как и в нижележащем слое Б с деформированной структурой, сохраняются карбиды отжига ($Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3) округлой и вытянутой формы (см. рис. 1а).

На поверхности закаленной и высокоотпущенной при 560 $^{\circ}C$ стали при выглаживании образуется

слой толщиной \sim 5 мкм (рис. 1г, зона А) с субмикроструктурными структурами (рис. 1д, е): на темнопольном снимке видно (см. рис. 1е), что в структуре одновременно присутствуют кристаллиты субмикроразмеров (более 100 нм) и наноразмеров (до 100 нм). Кольцевой вид микроэлектронограммы с заметным азимутальным размытием рефлексов (см. рис. 1д) свидетельствует о сильной фрагментации кристаллов α -фазы в процессе деформации выглаживанием и о значительных ра-ориентировках отдельных фрагментов (кристаллитов).

Выглаживание наиболее высокопрочной низкоотпущенной стали 20X13 с силой $P=230$ Н, обеспечивающей лишь частичное сглаживание вершин микронеровностей точения [2], не приводит к формированию приповерхностного слоя с сильнодиспергированной структурой мартенсита (рис. 2а). В деформированной зоне Б (на рис. 2а) толщиной \sim 4 мкм просвечивающая электронная микроскопия выявляет смешанные структуры. В отдельных участках поверхностного слоя сохраняется структура реечного мартенсита низкоотпущенной стали (рис. 2б). Однако в других участках образуется фрагментированная структура, свидетельствующая о развитии начальных стадий ротационной деформации (рис. 2б, в).

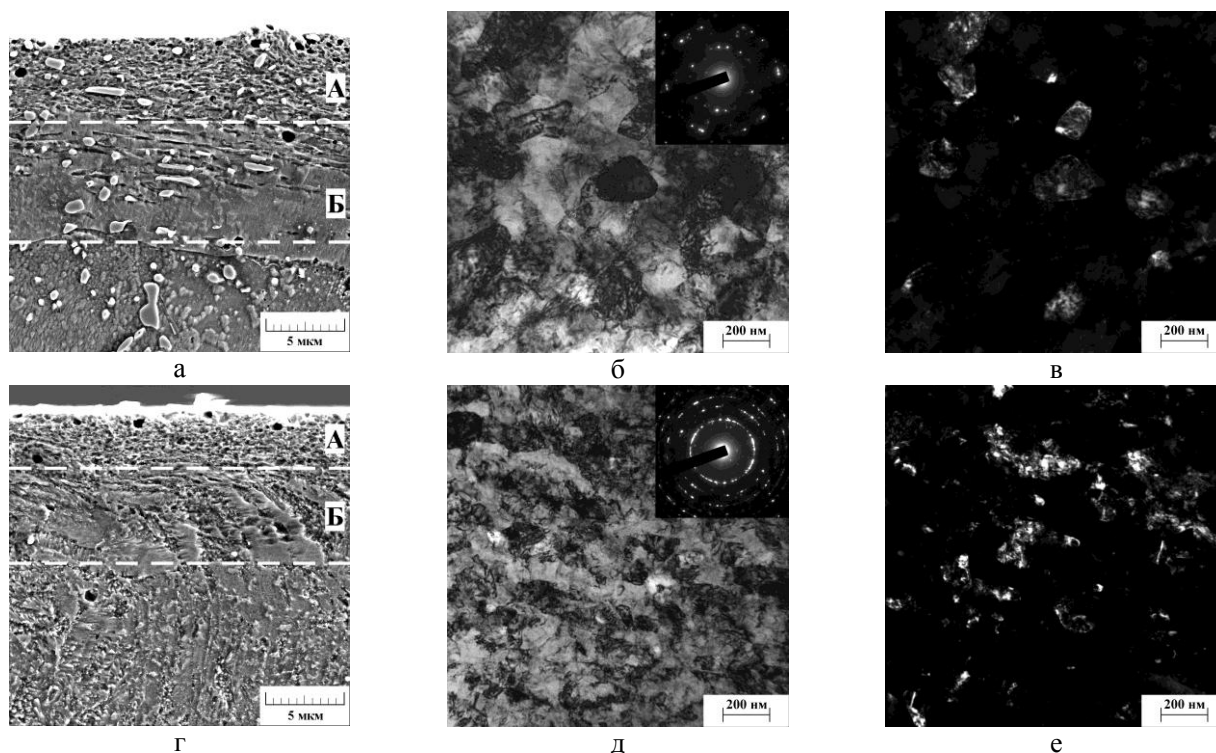


Рис. 1. Структура отожженной (а-в) и высокоотпущенной при 560°C (г-е) стали 20X13 после выглаживания с силой P=230 Н: а, г – электронная сканирующая микроскопия поперечного шлифа; б, в, д, е – электронная просвечивающая микроскопия слоя А: б, д – светлопольные изображения; в, е – темнопольные изображения в рефлексе (110)а.

Первоначально деформация развивается обычными механизмами скольжения и двойникования, приводящими к фрагментации исходной структуры мартенсита. Однако после исчерпания указанных механизмов пластичности дальнейшая деформация развивается уже за счет разворотов (ротаций) фрагментов, имеющих размеры 300-500 и более мкм (рис. 2б, в). В результате ротаций фрагментов формируются их границы, которые вначале представляют собой сложные дислокационные скопления, имеющие значительную ширину (100-200 мкм) и малоугловые разориентировки, на что указывает точечная микродифракция (см. рис. 2б, в).

При увеличении степени деформации поверхностного слоя низкоотпущенной стали (выглаживание с силой P=340 Н) в результате дальнейшего развития ротационных мод деформации происходит перестройка указанных малоугловых границ в более тонкие большеугловые границы и уменьшение размеров фрагментов. В итоге при выглаживании с силой P=340 Н самого высокопрочного низкоотпущенного состояния со структурой реечного мартенсита в поверхностном слое толщиной 2-3 мкм (зона А на рис. 2г) возникает наиболее дисперсная (в основном нанокристаллическая) структура (рис. 2д, е): многие фрагменты имеют размеры менее 100 нм и значительные разориентировки, на что указывает кольцевой вид микродифракции. Наблюдаемая значительная неоднородность сформированных в стали 20X13 субмикро- и нанокристаллических структур по размерам и форме кристаллитов (см. рис. 1, 2) свиде-

тельствует, что при алмазном выглаживании с СОТС при низком коэф-фициенте трения ($f \leq 0,1$) процессы ротационной пластичности и накопления деформации не получают максимально возможного развития. Обеспечение технологических условий (материал индентора, среда) для достижения относительно высокого коэффициента трения ($f \geq 0,2$) и, соответственно, значительных сдвиговых деформаций при выглаживающих и фрикционных обработках способствует накоплению пластической деформации в поверхностном слое и более полной реализации ротационного механизма деформации, обуславливающего наноструктурирование металлических материалов [7, 8].

Из табл. 2 следует, что выглаживание стали 20X13 с различной исходной структурой приводит к снижению интенсивности абразивного изнашивания I_h и росту удельной работы изнашивания W . Это обусловлено ограничением процессов микрорезания на выглаженных поверхностях по сравнению с исходными состояниями (рис. 3а, г). Наибольший эффект роста абразивной износостойкости (в 1,6 раза) и наилучшие трибологические характеристики (минимальные уровни I_h и коэффициента трения f , максимальная величина W) отмечены в результате выглаживания низкоотпущенной стали с силой P=340 Н, формирующей новую поверхность детали и обеспечивающей максимальные прочностные характеристики (см. табл. 1) за счет эффективного наноструктурирования поверхностного слоя (см. рис. 2д, е)

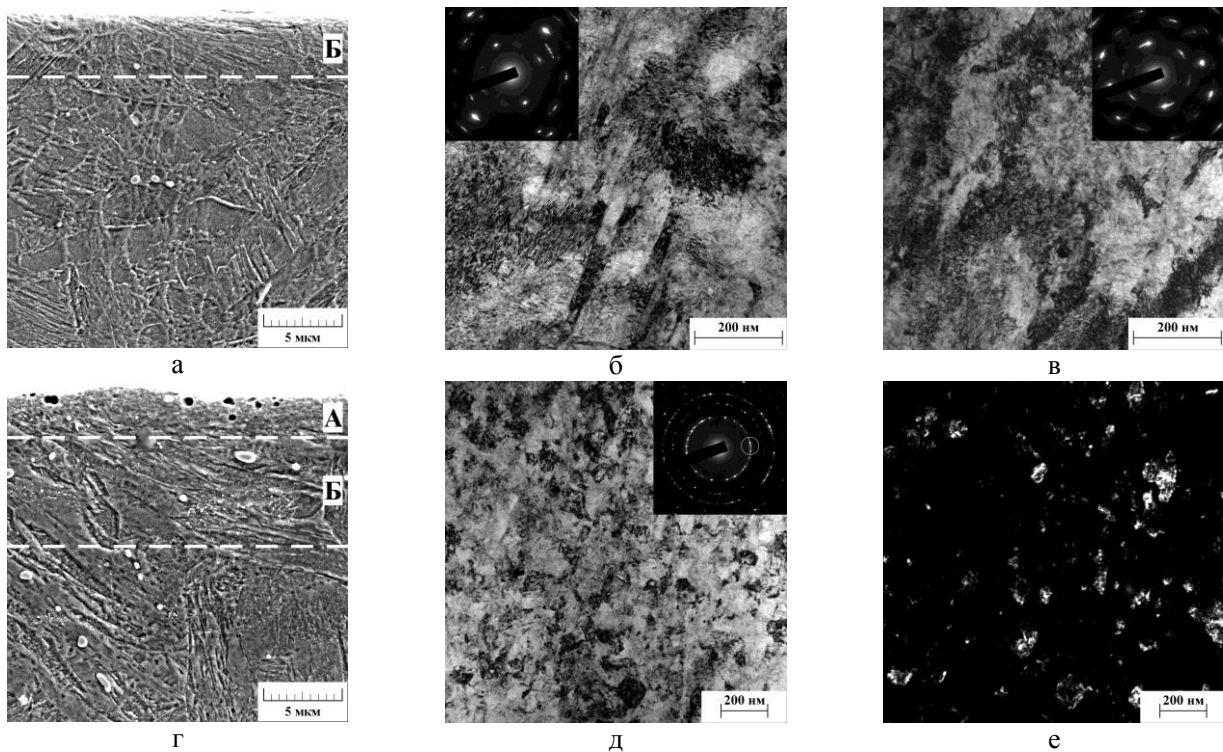


Рис. 2. Структура низкоотпущенной при 150°С стали 20X13 после выглаживания с силой P=230 Н (а-в) и P=340 Н (г-е): а, г – электронная сканирующая микроскопия поперечного шлифа; б, в – электронная просвечивающая микроскопия слоя Б на рис. 2а; д, е – электронная просвечивающая микроскопия слоя А на рис. 2г; б, в, д – светлопольные изображения; е – темнопольное изображение в рефлексе (110)α.

Таблица 2. Влияние термической обработки и алмазного выглаживания с силой P на интенсивность изнашивания I_h, коэффициент трения f и удельную работу изнашивания W при испытании по закрепленному абразиву (кремню) образцов из стали 20X13

Термическая обработка	Состояние образца	P, Н	I _h , 10 ⁻⁶	f	W, кДж/см ³
Отжиг	Исходное	–	6,0	0,64	35,7
	Выглаживание	230	4,8	0,68	43,4
Закалка, отпуск 560°С	Исходное	–	4,9	0,64	43,6
	Выглаживание	230	4,2	0,56	46,0
Закалка, отпуск 150°С	Исходное	–	3,2	0,62	67,3
	Выглаживание	230	2,4	0,57	79,4
	Выглаживание	340	2,0	0,53	95,3

и протекания в тетрагональном мартенсите при выглаживании процессов деформационного динамического старения [2].

В условиях трения скольжения со смазкой (в режиме граничного трения) по пластине из аустенитной нержавеющей стали 12X18Н10Т для всех трех исходных структурных состояний стали 20X13 установлено снижение интенсивности изнашивания в результате выглаживания с силой, формирующей новый рельеф поверхности детали (табл. 3).

Из рис. 3д видно, что выглаживание ограничивает процессы передеформирования поверхностных слоев под действием трения по сравнению с исходным состоянием стали 20X13 (рис. 3б). При испытаниях на трение по стальной пластине с водой снижение ин-

тенсивности изнашивания в 1,6 раза зафиксировано при выглаживании высокоотпущенной стали 20X13 (см. табл. 3), что связано с ограничением процессов адгезионного схватывания на выглаженной поверхности (рис. 3е) по сравнению с необработанной сталью (рис. 3в). Еще более высокий эффект повышения износостойкости (до 30 раз) при трении с водой наблюдается при выглаживании низкоотпущенной стали (табл. 3), обеспечивающем переход от адгезионного схватывания у исходной стали (рис. 4а) к нормальному механо-химическому износу у выглаженной при P=340 Н поверхности (рис. 4в). Напротив, выглаживание стали в состоянии поставки (отжиг) может сопровождаться ростом интенсивности изнашивания (см. табл. 3) вследствие ускоренного

разрушения упрочненного выглаживанием слоя по глубинным слоям с очень низкой прочностью.

Таблица 3. Влияние термической обработки и алмазного выглаживания с силой P на интенсивность изнашивания I_h стали 20X13 при испытаниях на трение скольжения по стали 12X18H10T с нагрузкой N

Термическая обработка	Состояние образца	P, Н	Испытания со смазкой			Испытания с водой		
			N, Н	$I_h, 10^{-8}$	f	N, Н	$I_h, 10^{-8}$	f
Отжиг	Исходное	–	78	14,8	0,28	98	170	0,42
	Выглаживание	230		5,3	0,34		300	0,45
Закалка, отпуск 560°C	Исходное	–	147	10,8	0,35	98	20,2	0,44
	Выглаживание	230		4,9	0,24		13,0	0,52
Закалка, отпуск 150°C	Исходное	–	588	8,5	0,35	392	5,9	0,55
	Выглаживание	230		8,2	0,35		2,4	0,44
	Выглаживание	340		3,5	0,33		0,2	0,52

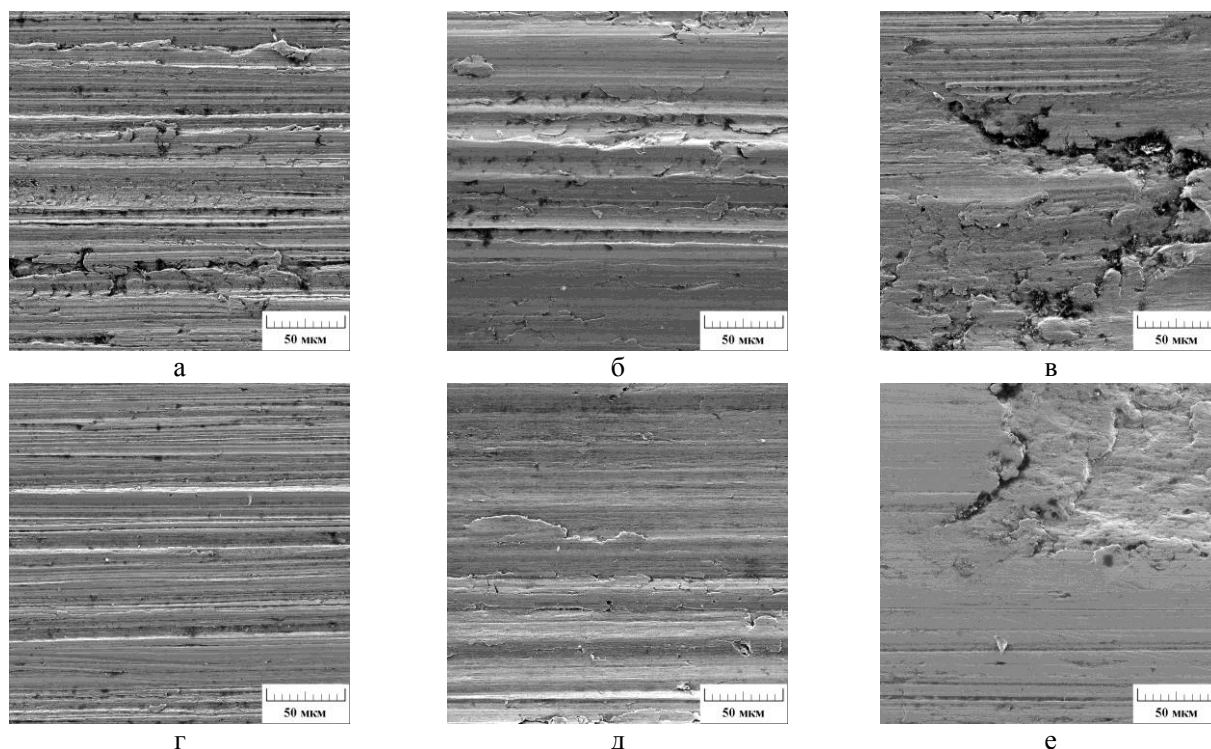


Рис. 3. Поверхности изнашивания образцов из стали 20X13 в исходном высокоотпущенном при 560°C (а-в) и выглаженном (г-е) состояниях после испытаний по кремню (а, г) и по стали 12X18H10T со смазкой при нагрузке $N=147$ Н (б, д) и в воде при $N=98$ Н (в, е).

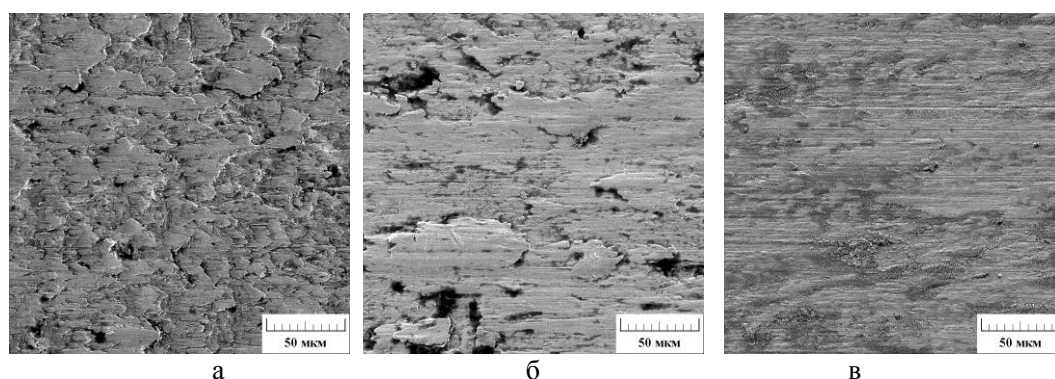


Рис. 4. Поверхности изнашивания образцов из стали 20X13 в исходном низкоотпущенном при 150°C состоянии (а) и после выглаживания с силами $P=230$ Н (б) и $P=340$ Н (в): испытания по стали 12X18H10T в воде с нагрузкой $N=392$ Н.

Из табл. 3 следует, что выглаживание стали 20X13 не оказывает заметного влияния на коэффициенты трения при выбранных условиях испытаний на трение скольжения.

Выводы: алмазное выглаживание на токарно-фрезерном центре специальным инструментом с УДС приводит к формированию в тонких (2-8 мкм) поверхностных слоях деталей из высокохромистой стали 20X13 субмикроструктурных и нанокристаллических структур, дисперсность которых возрастает с увеличением исходной твердости стали по мере перехода от отожженного состояния к высоко- и низкоотпущенному состояниям. Указанные суб- и нанокристаллические слои обладают повышенным сопротивлением изнашиванию в условиях абразивного воздействия и трения скольжения по пластине из аустенитной нержавеющей стали в различных жидких средах (масло И-30, вода) за счет ограничения процессов микрорезания, пластического передеформирования и адгезионного схватывания. Максимальные уровни микротвердости ($HV=810$), удельной контактной твердости ($H_{IT}/E^*=0,041$), сжимающих напряжений ($\sigma=1500$ МПа) и износостойкости при обеспечении нанометрового диапазона параметра шероховатости $Ra=90$ нм достигаются при алмазном выглаживании инструментом с УДС низкоотпущенной стали 20X13 со структурой тетрагонального реечного мартенсита с оптимизированной для данных параметров инструмента силой выглаживания ($P=340$ Н), обеспечивающей формирование новой поверхности с преимущественно нанокристаллической структурой.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта № 09-Т-1-1002 по программе ОЭМПУ РАН №13, междисциплинарного проекта № 09-М-12-2002 и гранта РФФИ № 11-08-01025-а.

Проведенная электронная микроскопия реализована на оборудовании Лаборатории структурных методов анализа материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кузнецов В.П. Имитационное моделирование влияния параметров технологической системы на виброустойчивость выглаживания поверхностей деталей // Металлообработка. 2010. № 1. С. 7–16.
2. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Саврай Р.А. и др. Формирование высококачественных поверхностей деталей из коррозионно-стойкой стали выглаживанием специальным инструментом с узлом динамической стабилизации на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 3–15.
3. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Осинцева А.Л. и др. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 11. С. 16–26.
4. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. 1998. V. 73. No. 5. P. 614–618.
5. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // Материаловедение. 2008. № 8. С. 15–21.
6. Leyland A., Matthews A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behavior // Wear. 2000. V. 246. P. 1–11.
7. Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A. et al. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension // Surface and Coatings Technology. 2010. V. 205. P. 841–852.
8. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Поздеева Н.А. и др. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементованной стали 20X наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 9. С. 3–13.

WEAR RESISTANCE OF THE SURFACES OF 20Kh13 STEEL PARTS WITH SUBMICRO- AND NANOCRYSTALLINE LAYERS FORMED BY BURNISHING ON THE TURNING/MILLING CENTER

© 2011 V.P. Kuznetsov¹, A.V. Makarov², A.S. Yurovskikh³, R.A. Savrai², A.E. Kiryakov¹

¹Kurgan State University, Kurgan, ²Institute of Engineering Science UB RAS, Ekaterinburg

³Ural Federal University, Ekaterinburg

Wear resistance and friction coefficient under conditions of abrasive wear and sliding friction in liquid media (water, lubricant) of submicrocrystalline and nanocrystalline layers formed by diamond burnishing on the turning/milling center on the surfaces of 20kh13 corrosion-resistant steel parts being in three structural states are investigated.

Key words: corrosion-resistant steel, diamond burnishing, transmission electron microscopy, structure, wear rate, friction coefficient

Kuznetsov Victor Pavlovich, Cand.Tech.Sci., senior lecturer managing chair of automation a proreccion-stvennyh of processes of Kurgan State University. E-mail: wpkuzn@mail.ru.

Makarov Alexey Viktorovich, Dr.Sci.Tech., laboratory chief of constructional materials-conducting of IMASH RAN UrO of the Russian Academy of Sciences. E-mail: makarov@imach.uran.ru.

Jurovsky Artem Sergeevich, Cand.Tech.Sci., senior lecturer of the Ural Federal University. E-mail: artem.yurovskikh@mail.ru.

Savray Roman Anatolyevich, Cand.Tech.Sci., the senior research assistant of laboratory of konstruktion materials technology of IMASH RAN UrO of the Russian Academy of Sciences. E-mail: ras@imach.uran.ru.

Kiryakov Alexander Evgenievich, the engineer of chair of a car-matizatsii of productions of Kurgan State University. An E-mail: kirjakoff@rambler.ru