УДК 621.787.4:620.178.162.42

ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ*

А.В. МАКАРОВ*[1,2,3]*, доктор техн. наук, ст. науч. сотрудник, зав. отделом и лабораторией
П.А. СКОРЫНИНА*[2]*, аспирант
А.Л. ОСИНЦЕВА*[2]*, канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник
А.С. ЮРОВСКИХ*[3]*, канд. техн. наук, доцент
Р.А. САВРАЙ*[2]*, канд. техн. наук, зав. лабораторией
([1]***ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург,***
[2]***ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург,***
[3]***УрФУ, г. Екатеринбург*****)**

Поступила 30 сентября 2015
Рецензирование 30 октября 2015
Принята к печати 10 ноября 2015

Скорынина П.А. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34,
Институт машиноведения УрО РАН,
e-mail: skorynina@imach.uran.ru

Низкие прочностные свойства коррозионно-стойких аустенитных хромоникелевых сталей не могут быть улучшены термической обработкой. Поверхностные деформационные упрочняющие обработки (ультразвуковые ударные, дробеструйная и др.) часто не обеспечивают высокого качества обработанной поверхности. Поэтому первостепенная задача заключается в создании и совершенствовании методов финишной обработки, обеспечивающих наряду с эффективным деформационным упрочнением получение высококачественной поверхности аустенитных сталей. Это имеет особое значение для прецизионных деталей трибосопряжений.

Изучено влияние фрикционной обработки полусферическим индентором из синтетического алмаза на фазовый состав, структуру, микромеханические и трибологические характеристики поверхностных слоев метастабильной аустенитной стали 12Х18Н10Т (масс. %: 0,10 C; 17,72 Cr; 10,04 Ni; 0,63 Ti; 1,33 Mn; 0,57 Si; 0,227 Mo; 0,064 Co; 0,014 Nb; 0,057 Cu; 0,031 P; 0,014 S; остальное Fe). Установлено, что при фрикционной обработке аустенитной стали формируется качественная поверхность с низким значением параметра шероховатости ($Ra \approx 100$ нм). При этом в поверхностном слое возникают нанокристаллические и фрагментированные субмикрокристаллические мартенситно-аустенитные структуры, достигается высокий уровень упрочнения поверхности (710 HV0,025), а также существенное снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения в условиях сухого трения скольжения. Обнаруженное резкое повышение наноструктурирующей фрикционной обработкой трибологических свойств аустенитной стали на начальном этапе трения связано с ограничением развития на наноструктурированной поверхности процессов схватывания и сменой механизма изнашивания – от схватывания к пластическому оттеснению. Обосновано использование метода кинетического микроиндентирования для анализа повышенного сопротивления наноструктурированного слоя с мартенситно-аустенитной структурой пластическому деформированию при адгезионном изнашивании.

Ключевые слова: аустенитная нержавеющая сталь, фрикционная обработка, нанокристаллическая структура, мартенсит деформации, микроиндентирование, трение скольжения, трибологические свойства.

DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92

* Работа выполнена по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 15-9-12-45) при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947). Трибологические и микромеханические испытания, электронная сканирующая микроскопия и профилометрия выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Электронная просвечивающая микроскопия реализована на оборудовании Лаборатории структурных методов анализа материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ.

Введение

Аустенитные хромоникелевые стали, обладающие высокой коррозионной стойкостью и технологичностью, находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако их низкие прочностные свойства не могут быть улучшены термической обработкой. Зернограничное и субструктурное упрочнение аустенитных сталей эффективно реализуется в современных технологиях поверхностного пластического деформирования, таких, например, как обработка SMAT (ультразвуковая обработка шариками в вакууме) [1], ультразвуковая ковка в вакууме и дробеструйная обработка [2], ультразвуковая ударная обработка бойками [3], фрикционные обработки (скользящим цилиндрическим индентором со смазкой [4], с перемешиванием [5]) и др.

При этом деформационные упрочняющие обработки часто не обеспечивают высокого качества обработанной поверхности. Так, ультразвуковая ударная обработка бойками стали AISI 321 (12Х18Н10Г2Т) формирует достаточно грубую поверхность с параметром шероховатости Ra = = 2…3 мкм [3], а дробеструйная обработка поверхности аустенитной стали AISI 304SS приводит к сильному росту шероховатости (от Ra = = 0,18 мкм у исходного образца до Ra = 3,53 мкм после обработки дробью диаметром 0,8 мм) [2].

Поэтому первостепенная задача заключается в создании и совершенствовании методов финишной обработки, обеспечивающих не только эффективное деформационное упрочнение аустенитных сталей, по и получение высококачественной поверхности, что имеет особое значение для прецизионных деталей трибосопряжений. Эффективными методами финишной обработки поверхностным пластическим деформированием являются наноструктурирующая фрикционная обработка скользящими инденторами [6–10] и технология наноструктурирующего выглаживания, позволяющая при серийном изготовлении деталей из конструкционных сталей на металлообрабатывающих центрах формировать наноструктурное состояние и субмикрорельеф поверхностного слоя [11, 12].

В литературе содержатся весьма неоднозначные сведения относительно влияния поверхностных деформационных обработок на трибологические свойства аустенитных сталей. При некоторых видах изнашивания (в частности, при адгезионном изнашивании) аустенитные стали могут упрочняться в процессе трибологического испытания даже более эффективно [13, 14], чем при деформационных упрочняющих обработках. В этом случае влияние деформационной обработки на трибологические свойства может быть нивелировано. Так, если в условиях трения скольжения со смазкой износостойкость метастабильной аустенитной стали AISI 304 в результате наноструктурирующей обработки SMAT повышается в 3 раза, то при трении без смазки SMAT не улучшает износостойкость стали [1]. В отличие от этих данных наноструктурирование поверхностного слоя аустенитной стали AISI 304 пескоструйной обработкой и отжигом при 350 °С повышает износостойкость в условиях сухого трения скольжения и коррозионного изнашивания [15], а дробеструйная обработка аустенитной стали AISI 316L также обеспечивает рост износостойкости при сухом трении скольжения [16].

В случае метастабильных аустенитных сталей важную роль в упрочнении и обеспечении трибологических свойств играет деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$-превращение [4, 14, 17], интенсивность протекания которого в сильной степени зависит от состава сталей, условий деформационных обработок и последующих трибологических испытаний [2, 11, 14, 18, 19]. Поэтому только прямые эксперименты позволят сделать обоснованное заключение об эффективности влияния фрикционной обработки на трибологические свойства аустенитной стали.

Целью настоящей работы стало исследование влияния фрикционной обработки на фазовый состав, структуру, микромеханические и трибологические характеристики в условиях сухого трения скольжения поверхностных слоев метастабильной аустенитной стали 12Х18Н10Т.

Методика экспериментального исследования

Исследовали коррозионно-стойкую аустенитную сталь 12Х18Н10Т состава (масс. %): 0,10 C, 17,72 Cr; 10,04 Ni; 0,63 Ti; 1,33 Mn; 0,57 Si; 0,227 Mo; 0,064 Co; 0,014 Nb; 0,057 Cu; 0,031 P; 0,014 S; остальное Fe. Перед проведением

фрикционной обработки образцы размерами 98×38×8,6 мм подвергали закалке от 1050 ºС в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию.

Фрикционную обработку проводили индентором из синтетического алмаза с радиусом полусферы R = 3 мм в безокислительной среде аргона (рис. 1) при нагрузке на индентор P = 392 Н и количестве проходов индентора (сканирований) n = 11.

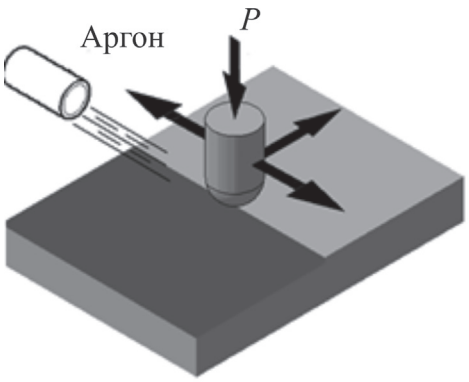


Рис. 1. Схема фрикционной обработки образца полусферическим индентором в среде аргона

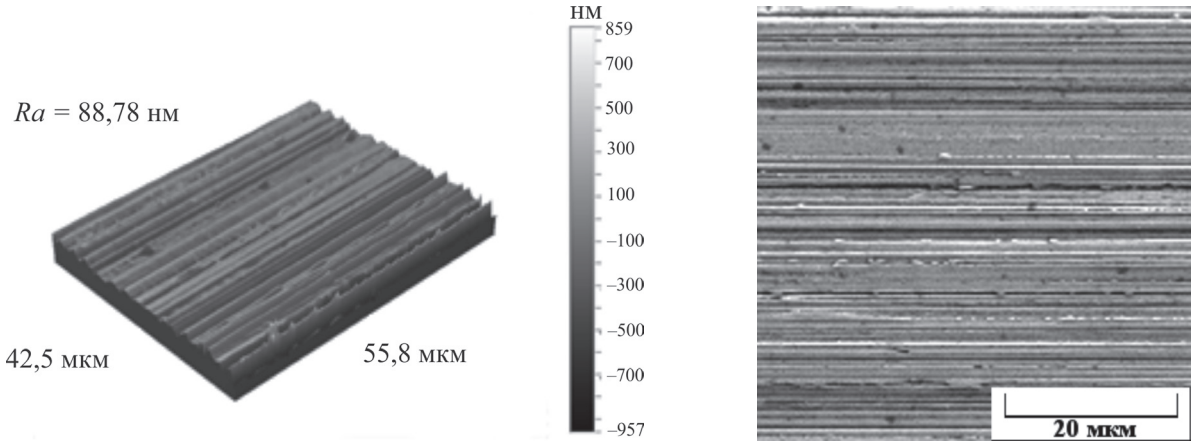
Шероховатость поверхности образцов после фрикционной обработки изучали на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Электронно-микроскопическое исследование структуры осуществляли с использованием микроскопа JEOL JEM-2100 методом тонких фольг на просвет с применением одностороннего и двустороннего механического и электролитического утонения заготовок. Микротвердость по методу остаточного отпечатка определяли на приборе LEICA VMHT при нагрузке 0,245 Н. Микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm согласно стандарту ISO 14577 при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н. Фазовый состав образов определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в Crk_{α}-излучении. Исследование поверхностей трения, поверхности стали после фрикционного нагружения осуществляли с использованием электронного сканирующего микроскопа с вольфрамовым катодом Tescan VEGA II XMU.

Трибологические испытания в условиях трения скольжения по схеме «палец–пластина» выполняли при возвратно-поступательном движении образцов с рабочей поверхностью 5,5×5,5 мм из стали 12Х18Н10Т по пластине из стали 45 (50 HRC) на воздухе при нагрузке N = 137 Н, средней скорости скольжения V = 0,07 м/с, длине рабочего хода l = 40 мм, пути трения L = 1,6…320 м. Определяли потери массы образца Δm и интенсивность изнашивания I_h, которую рассчитывали по формуле: $I_h = \Delta m/qSL$, где Δm – потери массы образца, г; q – плотность материала образца, г/см^3; S – геометрическая площадь контакта, см^2; L – путь трения, см. Силу трения измеряли с помощью упругого элемента – рессоры (кольца) с наклеенными на него тензометрическими датчиками сопротивления. Коэффициент трения f рассчитывали по формуле $f = F/N$, где F – сила трения, Н; N – нормальная нагрузка, Н.

Результаты и обсуждение

Исследования на оптическом профилометре показали, что фрикционная обработка стали 12Х18Н10Т индентором из синтетического алмаза в среде аргона формирует качественную поверхность с низкими значениями параметра шероховатости (среднего арифметического отклонения профиля) Ra = 80…100 нм (рис. 2, *а*). Выбранный режим фрикционной обработки обеспечивает отсутствие схватывания, на поверхности аустенитной стали наблюдаются лишь полосы пластического оттеснения (рис. 2, *б*). Важно отметить, что особенностью аустенитных хромоникелевых сталей является их высокая склонность к схватыванию в условиях фрикционного воздействия. Именно поэтому в работе [4] при проведении обработки аустенитной хромоникелевой стали скользящим цилиндрическим индентором из твердого сплава применяли смазку.

В результате проведенной фрикционной обработки закаленной стали 12Х18Н10Т с исходной микротвердостью 220 *HV0,025* достигается интенсивное упрочнение ее поверхности вплоть до 710 *HV0,025*, а доля мартенсита деформации на поверхности стали согласно рентгеновского фазового анализа составляет ~70 объем. % (рис. 3). Указанный уровень деформационного упрочнения значительно превышает уровень микротвердости 500 *HV*, который обеспечивает наноструктурирующая обработка SMAT подоб-



а *б*

Рис. 2. Трехмерная профилограмма (*а*) и изображение на электронном сканирующем микроскопе (*б*) поверхности стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки

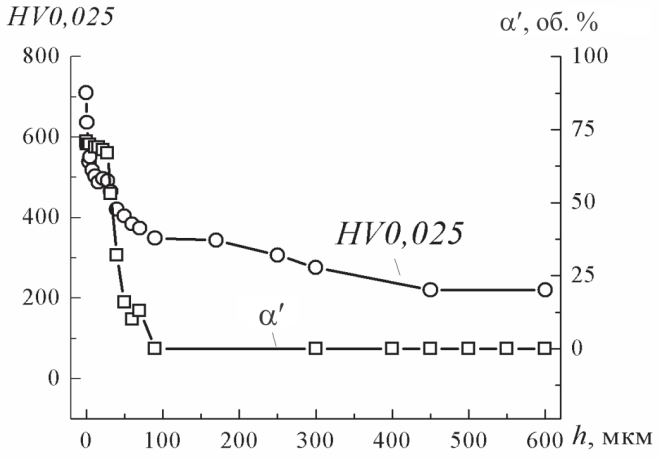


Рис. 3. Изменение микротвердости *HV0,025* и объемной доли мартенсита деформации α′ по глубине *h* поверхностного слоя стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки

ной стали AISI 304 независимо от количества, сформированного на поверхности мартенсита деформации (95 или 22 % об.) [18], и соответствует упрочнению стали 12Х18Н9 (~7 ГПа) в условиях адгезионного схватывания (трение в одноименной паре в среде азота) [13].

Столь эффективному деформационному упрочнению аустенитной стали при фрикционной обработке способствовал достаточно высокий коэффициент трения (f = 0,2) при использовании индентора из синтетического алмаза и среды аргона. Выглаживание на токарно-фрезерном центре поверхности детали из аустенитной стали AISI 304 индентором из природного алмаза с использованием смазочно-охлаждающей жидкости обеспечило достижение еще более низкого нанометрового диапазона параметра шероховатости *Ra* = 50 нм, однако вследствие низкого коэффициента трения (f < 0,1) в ходе проведения деформационной обработки микротвердость на упрочненной поверхности не превышала 450 *HV0,025* [11]. С увеличением коэффициента трения и соответственно сдвиговой деформации возрастает накопленная в поверхностном слое деформация, поскольку именно сдвиговая компонента деформации играет определяющую роль в накоплении пластической деформации при фрикционной обработке [7, 20].

Измерения, выполненные при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя, показали (см. рис. 3), что общая толщина упрочненного фрикционной обработкой слоя составила ~450 мкм, а деформационное γ→ά превращение развивается в существенно более тонком (до 90 мкм) приповерхностном слое. Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии позволяет рассмотреть трансформацию под действием фрикционной обработки исходной структуры аустенитной матрицы, представляющей собой полиэдрические зерна аустенита с отдельными нерасщепленными дислокациями и дислокационными скоплениями на некоторых границах (рис. 4).

На рис. 5 показано, что в результате фрикционной обработки в тонком (несколько микрометров) поверхностном слое аустенитной стали формируются нанокристаллические и фрагментированные субмикрокристаллические мартенситно-аустенитные структуры.

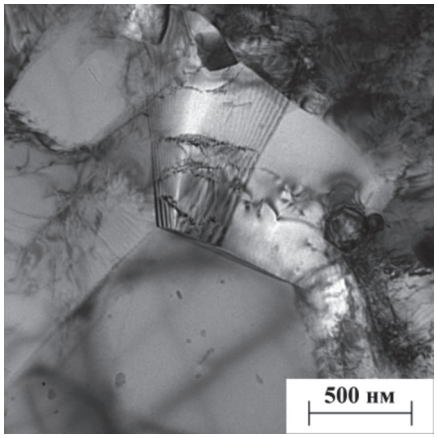
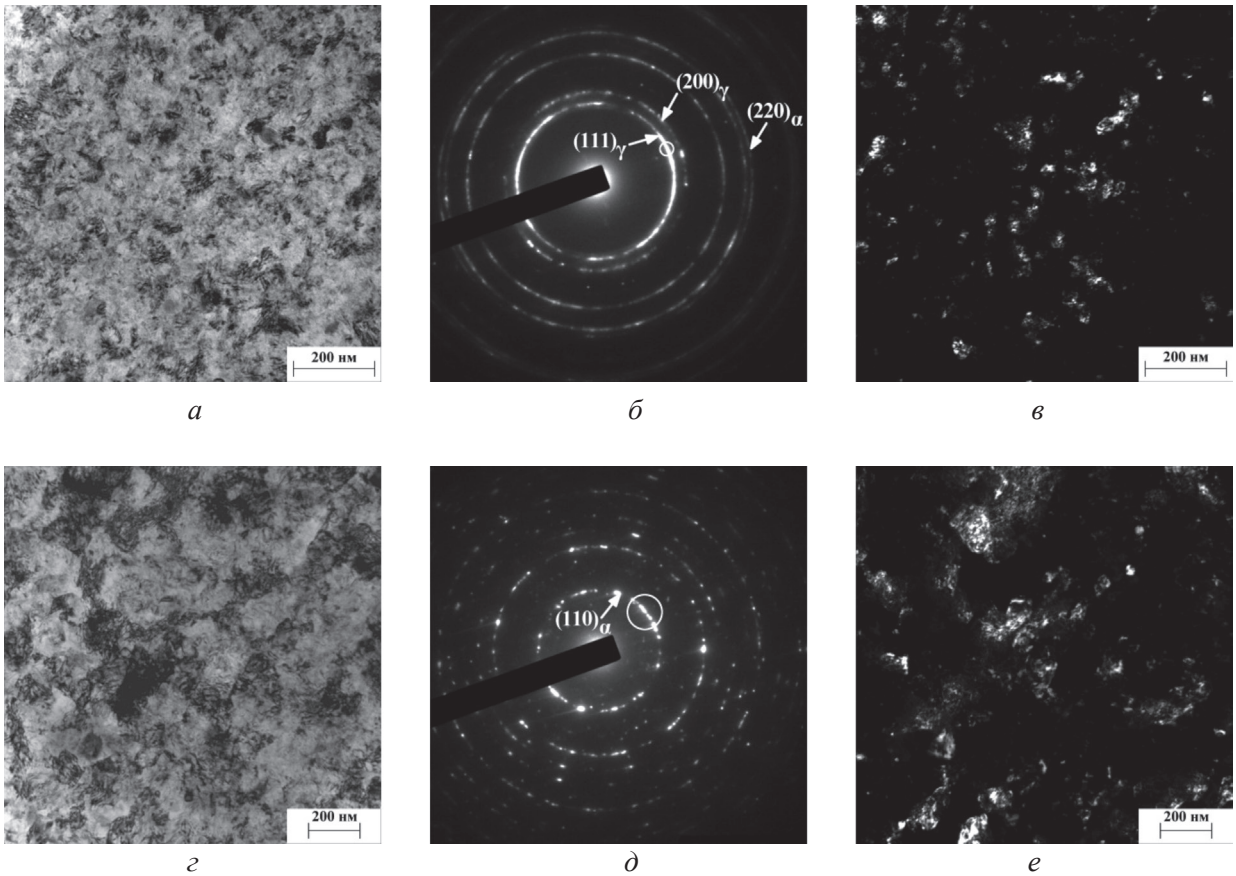


Рис. 4. Структура аустенитной стали 12Х18Н10Т в исходном закаленном состоянии: светлопольное изображение

На представленной на рис. 5, *б* микродифракции присутствуют рефлексы аустенита (111)γ, (200)γ и мартенсита деформации (220)α в виде почти сплошных и однородных по толщине колец, образованных близко расположенными рефлексами от отдельных кристаллитов γ- и α-фаз. Это свидетельствует о наличии высокоугловых разориентировок многих ГЦК- и ОЦК-кристаллитов, имеющих размеры менее 100 нм, что следует из анализа темнопольного изображения на рис. 5, *в*. По указанным признакам рассматриваемые однородные структуры (рис. 5, *а*) можно отнести к нанокристаллическим, а фрикционную обработку в данных технологических условиях – к наноструктурирующей обработке. Встречаются и менее однородные участки с наличием плотных скоплений дислокаций (рис. 5, *г*). На соответствующей дифракции видны раздельные точечные и размытые в азимутальном направлении рефлексы α-фазы (рис. 5, *д*) от фрагментированных кристаллитов мартенсита деформации, имеющих в основном субмикрокристаллические (более 100 нм) размеры (рис. 5, *е*).

Возникновение нано- и субмикрокристаллических фрагментированных структур свидетельствует о том, что под действием фрикционной обработки в поверхностном слое аустенитной стали создаются условия для реализации рота-



а *б* *в*

г *д* *е*

Рис. 5. Структура поверхностного слоя образца из стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки (просвечивающая электронная микроскопия):

а, г – светлопольные изображения; *б*, *д* – дифракции; *в* – темнопольное изображение в рефлексе (111)γ; *е* – темнопольное изображение в рефлексе (110)α

ционного механизма деформации посредством относительных разворотов фрагментов. Это приводит к формированию их большеугловых границ и уменьшению многих кристаллитов до наноразмеров (менее 100 нм).

В табл. 1 приведены данные кинетического микроиндентирования, из которых следует, что наноструктурирующая фрикционная обработка поверхности стали 12Х18Н10Т снижает значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p, повышает значения твердости по Мартенсу *HM*, учитывающей не только пластическую, но и упругую деформацию, и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT}. Возрастает также работа обратной упругой деформации вдавливания W_e, что свидетельствует о повышенной способности наноструктурированного слоя деформироваться лишь в упругой области.

Напротив, общая механическая работа вдавливания W_t, состоящая из работы пластической деформации и работы упругого восстановления, после фрикционной обработки снижается, так как менее пластичный упрочненный поверхностный слой меньше деформируется под индентором. Также наблюдается приблизительное равенство величин контактного модуля упругости E^* у наноструктурированного слоя и крупнокристаллической стали. Модули упругости металлических материалов одного химического состава являются структурно малочувствительными свойствами.

В табл. 2 приведены рассчитанные по данным микроиндентирования параметры, используемые для оценки способности поверхностных слоев сопротивляться механическому контактному воздействию. Видно, что в результате наноструктурирующей фрикционной обработки в 2-3 раза возрастают отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}/E^* [21] и упругое восстановление $\%R = ((h_{max} - h_p)/h_{max})100$ % [22, 23] (табл. 2), которые характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и соответственно способность стали сопротивляться воздействию без пластического деформирования. Еще более существенно (на порядок) возрастает после фрикционной обработки отношение H^3/E^{*2} (см. табл. 2), которое принято считать характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку указанному отношению пропорционально напряжение течения P_y материала [24]. Следовательно, наноструктурирующая фрикционная обработка существенно повышает способность поверхности стали 12Х18Н10Т выдерживать контактные нагрузки без пластического деформирования и последующего разрушения.

Таблица 1

Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,245 Н образцов из стали 12Х18Н10Т после различных обработок

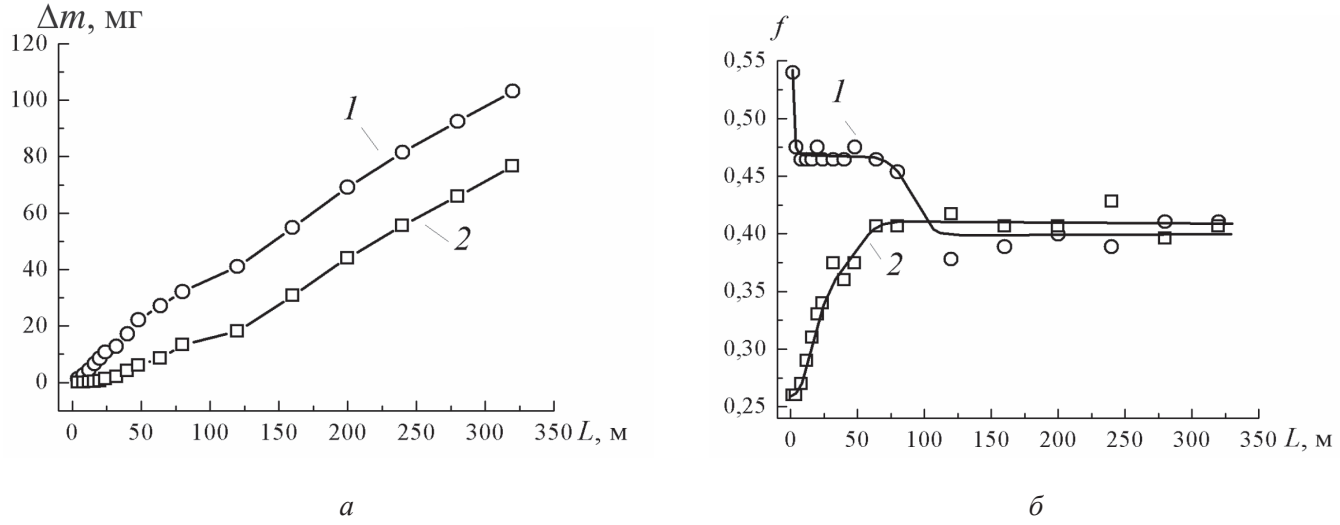
Обработка	h_{max}, мкм	h_p, мкм	*HM*, ГПа	H_{IT}, ГПа	E^*, ГПа	W_e, 10^{-3}, мкДж	W_t, 10^{-3}, мкДж
Закалка (электрополировка)	1,97±0,09	1,74±0,08	2,5±0,2	2,9±0,3	199,2±7,1	18,9±1,4	161,4±5,2
Фрикционная обработка	1,21±0,06	0,91±0,13	5,8±0,6	8,0±0,9	196,2±8,2	32,3±1,7	106,1±5,6

Таблица 2

Зависимости упругого восстановления R_e, отношений H_{IT}/E^*, H_{IT}^3/E^{*2} от вида обработки образцов из стали 12Х18Н10Т

Обработка	R_e, %	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2}, ГПа
Закалка (электрополировка)	11,4	0,014	0,001
Фрикционная обработка	24,8	0,041	0,013

При трибологических испытаниях в условиях сухого трения скольжения у закаленной стали с крупнокристаллической структурой аустенита (см. рис. 4) отмечается обычный характер зависимости износа (потерь массы Δm) от продолжительности испытания (пути трения L) (рис. 6, *а*, кривая *1*): на начальном этапе испытания наблюдается период приработки (до $L \sim 120$ м), характеризующийся повышенной скоростью изнашивания и максимальными коэффициентами трения $f = 0{,}54\ldots0{,}45$ (рис. 6, *б*, кривая *1*). На протяжении периода приработки у образца закаленной стали отмечается тенденция к снижению интенсивности изнашивания, при этом за период приработки изнашивается поверхностный слой толщиной до 320 мкм (рис. 7, кривая *1*). На пути трения $L = 120\ldots320$ м для закаленной стали характерен период установившегося изнашивания с постоянными пониженными по сравнению с начальным периодом приработки уровнями скорости и интенсивности изнашивания, а также коэффициента трения (см. рис. 6 и 7, кривые *1*).



а *б*

Рис. 6. Изменение потерь массы Δm (*а*) и коэффициента трения f (*б*) в зависимости от пути трения L при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали 45 образцов из стали 12Х18Н10Т в исходном электрополированном состоянии (*1*) и после фрикционной обработки (*2*)

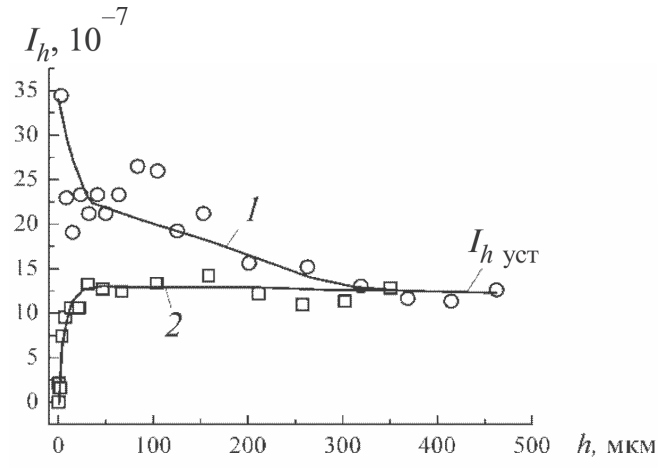


Рис. 7. Изменение интенсивности изнашивания I_h по глубине h поверхностного слоя стали 12Х18Н10Т в исходном электрополированном состоянии (*1*) и после фрикционной обработки (*2*); $I_{h\,уст}$ – интенсивность изнашивания в период установившегося изнашивания

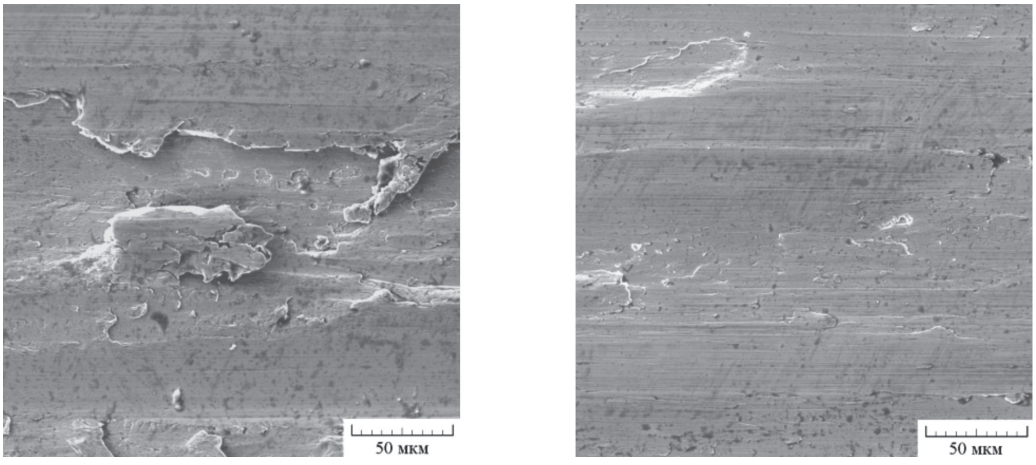
В отличие от закаленной недеформированной стали у стали, подвергнутой наноструктурирующей фрикционной обработке, наблюдается аномальный характер зависимости износа и коэффициента трения от пути трения (рис. 6, кривые *2*). Во-первых, полностью отсутствует период приработки. Во-вторых, у тонкого (несколько микрон) поверхностного слоя с нано- и субмикрокристаллическими структурами (см. рис. 5) отмечаются минимальные значения интенсивности изнашивания и коэффициента трения (рис. 6, *б* и 7, кривые *2*). При увеличении пути трения до $L = 60$ м и соответственно при последовательном изнашивании упрочненного поверхностного слоя происходит рост коэффициента трения от минимального значения $f = 0{,}26$ до значения $f \sim 0{,}41$, характерного для периода установившегося изнашивания (см. рис. 6, *б*, кривая *2*). Установленное на начальном

этапе трения снижение коэффициента трения после фрикционной обработки обусловлено в первую очередь уменьшением механической (деформационной) составляющей коэффициента трения, связанной с пластическим деформированием поверхностного слоя при контактировании шероховатых поверхностей [25]. Интенсивность изнашивания поверхностно наноструктурированного образца возрастает до уровня $I_{h\ уст}$ при изнашивании градиентного слоя толщиной ~35 мкм (см. рис. 7, кривая *2*), в котором на рис. 3 отмечалось наиболее резкое снижение микротвердости.

Таким образом, наноструктурирующая фрикционная обработка позволяет эффективно повышать трибологические свойства аустенитной стали на начальном этапе трения, когда у закаленной стали протекает период приработки, характеризующийся наибольшими скоростями износа и коэффициентами трения. Фрикционная обработка обеспечивает также ускоренный (по сравнению с закалкой) переход к установившемуся изнашиванию (см. рис. 6, 7). В период установившегося изнашивания на пути трения L = 120…320 м подвергнутая фрикционной обработке сталь и исходная закаленная сталь характеризуются практически одинаковым темпом прироста весового износа Δm, о чем свидетельствует одинаковый наклон кривых *1* и *2* на рис. 6, *а*, а также близкими уровнями коэффициента трения (f = 0,37…0,43, см. рис. 6, *б*). Согласно рис. 7, в указанный период изнашивания сталь после закалки (кривая *1*) и дополнительной фрикционной обработки (кривая *2*) характеризуется одинаковым постоянным уровнем интенсивности изнашивания $I_{h\ уст}$.

Исследование поверхностей изнашивания показало, что на поверхности закаленной стали после испытаний на сухое трение скольжения интенсивно развиваются процессы схватывания (рис. 8, *а*), которые характеризуются высокой скоростью разрушения, главным образом вследствие образования и разрыва узлов металлических связей [25]. Упрочняющая фрикционная обработка эффективно ограничивает процессы схватывания, обеспечивая переход к пластическому оттеснению (рис. 8, *б*) и соответствующее резкое снижение величин износа (см. рис. 6, *а*) и интенсивности изнашивания (см. рис. 7, кривая *2*) стали.

Важно отметить, что обусловленному фрикционной обработкой ограничению процессов схватывания при сухом трении скольжения способствует установленное с использованием метода микроиндентирования повышенное сопротивление упрочненного наноструктурированного слоя аустенитной стали пластическому деформированию под действием контактного механического воздействия (см. табл. *1*, *2*). Повышенная способность наноструктурированных



а *б*

Рис. 8. Поверхности изнашивания образцов из стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии (*а*) и после фрикционной обработки (*б*), испытанных на трение скольжения без смазки по пластине из стали 45 на пути трения L = 40 м (после изнашивания слоя толщиной ~90 мкм, т. е. в период приработки, см. рис. 7, кривая *1*) (*а*) и L = 20 м (после изнашивания поверхностного слоя толщиной ~5 мкм) (*б*)

фрикционной обработкой поверхностных слоев деформироваться преимущественно в упругой области (без остаточного формоизменения) обусловливает смену основного механизма изнашивания от адгезионного схватывания к пластическому оттеснению (см. рис. 8). Тем самым обеспечивается соответствующее снижение интенсивности изнашивания стали 12Х18Н10Т на начальном этапе трения.

Вывод

Фрикционная обработка полусферическим индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона метастабильной аустенитной стали 12Х18Н10Т обеспечивает интенсивное деформационное упрочнение (710 *HV0,025*) при общей глубине упрочненного слоя ~450 мкм и высокое качество обрабатываемой поверхности (*Ra* ≈ 100 нм) при отсутствии схватывания. Установлено формирование в поверхностном слое аустенитной стали при фрикционной обработке нанокристаллических и фрагментированных субмикрокристаллических мартенситно-аустенитных структур, содержащих ~70 об. % α′-мартенсита деформации.

В условиях сухого трения скольжения у аустенитной стали, наноструктурированной фрикционной обработкой, обнаружен аномальный характер зависимости износа и коэффициента трения от пути трения: отсутствие характерного для закаленной стали периода приработки с наибольшими уровнями износа и коэффициента трения; наличие у наноструктурированного слоя минимальных величин интенсивности изнашивания и коэффициента трения с последующим ростом значений указанных трибологических характеристик по мере изнашивания деформационно упрочненного слоя. Резкое повышение фрикционной обработкой сопротивления адгезионному изнашиванию на начальном этапе трения обусловлено ограничением развития на наноструктурированной поверхности стали процессов схватывания и переходом к изнашиванию по механизму пластического оттеснения.

По данным микроиндентирования установлена повышенная способность наноструктурированного слоя стали 12Х18Н10Т деформироваться под действием контактного механического воздействия преимущественно в упругой области без пластического деформирования, что приводит к ограничению процесса схватывания и смене основного механизма изнашивания метастабильной аустенитной стали в условиях сухого трения скольжения.

Список литературы

1. *Sun Y.* Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel // Tribology International. – 2013. – Vol. 57. – P. 67–75. – doi:10.1016/j.triboint.2012.07.015.

2. Influence of peening on corrosion properties of AISI 304 stainless steel / H. Lee, D. Kim, J. Jung, Y. Pyoun, K. Shin // Corrosion science. – 2009. – Vol. 51, iss. 12. – P. 2826–2830.

3. *Mordyuk B.N., Prokopenko G.I.* Ultrasonic impact peening for the surface properties' management // Journal of Sound and Vibration. – 2007. – Vol. 308, iss. 3–5. – P. 855–866. – doi: 10.1016/j.jsv.2007.03.054.

4. *Бараз В.Р., Картак Б.Р., Минеева О.Н.* Особенности фрикционного упрочнения аустенитной стали с нестабильной γ-фазой // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 10. – С. 20–22.

5. Improvement in cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel by friction stir processing / M. Hajian, A. Abdollah-zadeh, S.S. Rezaei-Nejad, H. Assadi, S.M.M. Hadavi, K. Chung, M. Shokouhimehr // Applied Surface Science. – 2014. – Vol. 308. – P. 184–192. – doi: 10.1016/j.apsusc.2014.04.132.

6. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, В.Б. Выходец, Т.Е. Куренных, Р.А. Саврай // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110, № 5. – С. 530–544.

7. 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 / A.V. Makarov, R.A. Savrai, N.A. Pozdejeva, S.V. Smirnov, D.I. Vichuzhanin, L.G. Korshunov, I.Yu. Malygina // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 205, iss. 3. – P. 841–852. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025.

8. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, Н.А. Поздеева, Р.А. Саврай, А.С. Юровских, И.Ю. Малыгина // Трение и износ. – 2012. – Т. 33, № 6. – С. 444–455.

9. *Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю.* Упрочняющая фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4 (61). – С. 79–85.

10. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке / А.В. Макаров, Р.А. Саврай, Э.С. Горкунов, А.С. Юровских, И.Ю. Малыгина, Н.А. Давыдова // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17, № 1. – С. 5–20.

11. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай, С.А. Роговая, А.Е. Киряков // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 11. – С. 16–26.

12. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, С.Г. Псахье, Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина, Н.А. Давыдова // Физическая мезомеханика. – 2014. –Т. 17, № 3. – С. 14–30.

13. Структурные превращения, упрочнение и износостойкость никелида титана при адгезионном и абразивном изнашивании / Л.Г. Коршунов, В.Г. Пушин, Н.Л. Черненко, В.В. Макаров // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110, № 1. – С. 94–105.

14. Evolution of friction-induced microstructure of SUS 304 metastable austenitic stainless steel and its influence on wear behavior / X. Wei, M. Hua, Z. Xue, Z. Gao, J. Li // Wear. – 2009. – Vol. 267, iss. 9/10. – P. 1386–1392. – doi:10.1016/j.wear.2008.12.068.

15. *Wang X.Y., Li D.Y.* Mechanical, electrochemical and tribological properties of nanocrystalline surface of 304 stainless steel // Wear. – 2003. – Vol. 255, iss. 7–12. – P. 836–845. – doi: 10.1016/S0043-1648(03)00055-3.

16. *Hashemi B., Rezaee Yazdi M., Azar V*. The wear and corrosion resistance of shot peened–nitrided 316L austenitic stainless steel // Materials and Design. – 2011. – Vol. 32, iss. 6. – P. 3287–3292. – doi: 10.1016/j.matdes.2011.02.037

17. *Коршунов Л.Г*. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей // Физика металлов и металловедение. – 1992. – № 8. – С. 3–21.

18. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel / A.Y. Chen, H.H. Ruan, J. Wang, H.L. Chan, Q. Wang, Q. Li, J. Lu // Acta Materialia. – 2011. – Vol. 59, iss. 9. – P. 3697–3709. – doi: 10.1016/j.actamat.2011.03.005.

19. *Wang W., Hua M, Wei X*. Friction behavior of SUS 304 metastable austenitic stainless steel sheet against DC 53 die under the condition of friction coupling plastic deformation // Wear. – 2011. – Vol. 271, iss. 7/8. – P. 1166–1173. – doi: 10.1016/j.wear.2011.05.023.

20. Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором / Д.И. Вичужанин, А.В. Макаров, С.В. Смирнов, Н.А. Поздеева, И.Ю. Малыгина // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2011. – № 6. – С. 61–69.

21. *Cheng Y.T., Cheng C.M*. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. – 1998. – Vol.73, N 5. – P. 614–618. – doi: http://dx.doi.org/10.1063/1.121873.

22. *Page T.F., Hainsworth S.V*. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // Surface and Coatings Technology. – 1993. – Vol. 61, iss. 1–3. – P. 201–208. – doi: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

23. *Petrzhik M.I., Levashov E.A*. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // Crystallography Reports. – 2007. – Vol. 52, iss. 6. – P. 966–974. – doi: 10.1134/S1063774507060065.

24. *Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J*. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. – 2003. – Vol. 174/175. – P.725–731. – doi: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.

25. Tribology – lubrication, friction, and wear / ed. by I.V. Kragelsky, V.V. Alisin. – London: London, Wiley & Sons, 2001. – 948 p. – ISBN 978-1-86058-288-2.

OBRABOTKA METALLOV
(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)
N 4(69), October – December 2015, Pages 80–92

Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment

Makarov A.V. [1, 2, 3], D.Sc. (Engineering), Senior Researcher, Head of materials science department, Head of mechanical properties laboratory, e-mail: avm@imp.uran.ru, av-mak@yandex.ru
Skorynina P.A. [2], Ph.D. student, e-mail: skorynina@imach.uran.ru
Osintseva A.L. [2], Ph.D. (Engineering), Senior Researcher, e-mail: osintseva@imach.uran.ru
Yurovskikh A.S. [3], Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: a.s.yurovskih@urfu.ru
Savrai R.A. [2], Ph.D. (Engineering), Head of laboratory, e-mail: ras@imach.uran.ru

[1] M.N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy st., Yekaterinburg, 620990, Russian Federation
[2] Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 630049, Russian Federation
[3] Ural Federal University, 19 Mira st., Yekaterinburg, 620002, Russian Federation

Abstract

Stainless austenitic chrome-nickel steels possess low strength properties, which are not improved by heat treatment. Surface hardening treatments through deformation (ultrasonic impact, shot peening etc.) often cannot provide high quality of the worked surface. Therefore, the primary task is to form and improve the methods of finishing treatments providing both effective deformation hardening and high quality surface of austenitic steels. It has great importance for precision parts of tribological components.

The influence of frictional treatment by hemispheric synthetic diamond indenter on phase composition, structure, micromechanical and tribological characteristics of metastable austenitic 12Kh18N10T steel (in wt.%: 0,10 C; 17,72 Cr; 10,04 Ni; 0,63 Ti; 1,33 Mn; 0,57 Si; 0,227 Mo; 0,064 Co; 0,014 Nb; 0,057 Cu; 0,031 P; 0,014 S and Fe for balance) surface layers is studied. Roughness of the worked surface is studied through an optical profilometer. Methods of transmission electron microscopy and X-ray analysis are applied for investigation of steel structure and phase composition. Micromechanical properties are determined by measuring of microhardness by the recovered indentation method and using microindentation technique. Tribological properties (wear intensity and coefficient of friction) are determined upon sliding friction in the air conditions in the «steel 12Kh18N10T – steel 45 (0,45 wt. % of C; hardness is 50 HRC)» friction couple.

It is established that frictional treatment of austenitic steel forms qualitative surface with low value of roughness parameter (Ra≈100 nm). At that, nanocrystalline and fragmented submicrocrystalline martensitic-austenitic structures in surface layer are arisen, high level of surface hardening (710 HV0.025) as well as essential decrease of wear rate and friction coefficient under conditions of dry sliding friction is achieved. The revealed leap of tribological properties of the austenitic steel at the initial stage of friction is connected with a limitation of seizure processes development on the nanostructured surface and a change of wear mode – from seizure to plastic edging. The use of kinetic microindentation method for analysis of increased resistance of nanostructured layer with martensitic-austenitic structure to plastic deformation under adhesive wear is justified.

Keywords:
austenitic stainless steel, frictional treatment, nanocrystalline structure, strain-induced martensite, microindentation, sliding friction, tribological properties.

DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92

References

1. Sun Y. Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel. *Tribology International*, 2013, vol. 57, pp. 67–75. doi:10.1016/j.triboint.2012.07.015

2. Lee H., Kim D., Jung J., Pyoun Y., Shin K. Influence of peening on the corrosion properties of AISI 304 stainless steel. *Corrosion science*, 2009, vol. 51, iss. 12, pp. 2826–2830.

3. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact peening for the surface properties' management. *Journal of Sound and Vibration*, 2007, vol. 308, iss. 3–5, pp. 855–866. doi: 10.1016/j.jsv.2007.03.054

4. Baraz V.R., Kartak B.P., Mineeva O.N. Osobennosti friktsionnogo uprochneniya austenitnoi stali s nestabil'noi γ-fazoi [Special features of friction hardening of austenitic steel with unstable γ-phase]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 10, pp. 20–22. (In Russian)

5. Hajian M., Abdollah-zadeh A., Rezaei-Nejad S.S., Assadi H., Hadavi S.M.M., Chung K., Shokouhimehr M. Improvement in cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel by friction stir processing. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 308, pp. 184–192. doi: 10.1016/j.apsusc.2014.04.132

6. Makarov A.V., Korshunov L.G., Vykhodets V.B., Kurennykh T.E., Savrai R.A. Vliyanie uprochnyayushchei friktsionnoi obrabotki na khimicheskii sostav, strukturu i tribologicheskie svoistva vysokouglerodistoi stali [Effect of strengthening friction treatment on the chemical composition, structure, and tribological properties of a high-carbon steel]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, no. 5, pp. 530–544. (In Russian)

7. Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A., Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I., Korshunov L.G., Malygina I.Yu. 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, vol. 205, iss. 3, pp. 841–852. doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025

8. Makarov A.V., Pozdeeva N.A., Savrai R.A., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu. Povyshenie iznosostoikosti zakalennoi konstruktsionnoi stali nanostrukturiruyushchei friktsionnoi obrabotkoi [Improvement of wear resistance of quenched structural steel by nanostructuring frictional treatment]. *Trenie i iznos – Journal of Friction and Wear*, 2012, vol. 33, no. 6, pp. 444–455. (In Russian)

9. Soboleva N.N., Makarov A.V., Malygina I.Yu. Uprochnyayushchaya friktsionnaya obrabotka NiCrBSi lazernogo pokrytiya [Hardening frictional treatment of NiCrBSi laser clad coating]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2013, no. 4 (61), pp. 79–85.

10. Makarov A.V., Savrai R.A., Gorkunov E.S., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Struktura, mekhanicheskie kharakteristiki, osobennosti deformirovaniya i razrusheniya pri staticheskom i tsiklicheskom nagruzhenii zakalennoi konstruktsionnoi stali, podvergnutoi kombinirovannoi deformatsionno-termicheskoi nanostrukturiruyushchei obrabotke [Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2014, vol. 17, no. 1, pp. 5–20. (In Russian)

11. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A., Rogovaya S.A., Kiryakov A.E. Uprochnenie i povyshenie kachestva poverkhnosti detalei iz austenitnoi nerzhaveyushchei stali almaznym vyglazhivaniem na tokarno-frezernom tsentre [The increase of strength and surface quality of austenitic stainless steel parts by diamond burnishing on the turning-milling center]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya – Strengthening technologies and coatings*, 2011, no. 11, pp. 16–26.

12. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Psakh'e S.G., Savrai R.A., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Tribologicheskie aspekty nanostrukturiruyushchego vyglazhivaniya konstruktsionnykh stalei [Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2014, vol. 17, no. 3, pp. 14–30. (In Russian)

13. Korshunov L.G., Pushin V.G., Chernenko N.L., Makarov V.V. Strukturnye prevrashcheniya, uprochnenie i iznosostoikost' nikelida titana pri adgezionnom i abrazivnom iznashivanii [Structural transformations, strengthening, and wear resistance of titanium nickelide upon abrasive and adhesive wear]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, no. 1, pp. 94–105. (In Russian)

14. Wei X., Hua M., Xue Z., Gao Z., Li J. Evolution of friction-induced microstructure of SUS 304 metastable austenitic stainless steel and its influence on wear behavior. *Wear*, 2009, vol. 267, iss. 9–10, pp. 1386–1392. doi:10.1016/j.wear.2008.12.068

15. Wang X.Y., Li D.Y. Mechanical, electrochemical and tribological properties of nanocrystalline surface of 304 stainless steel. *Wear*, 2003, vol. 255, iss. 7–12, pp. 836–845. doi: 10.1016/S0043-1648(03)00055-3

16. Hashemi B., Rezaee Yazdi M., Azar V. The wear and corrosion resistance of shot peened–nitrided 316L austenitic stainless steel. *Materials & Design*, 2011, vol. 32, iss. 6, pp. 3287–3292. doi: 10.1016/j.matdes.2011.02.037

17. Korshunov L.G. Strukturnye prevrashcheniya pri trenii i iznosostoikost' austenitnykh stalei [Structural transformations in friction and wear resistance of austenitic steels]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 1992, no. 8, pp. 3–21. (In Russian)

18. Chen A.Y., Ruan H.H., Wang J., Chan H.L., Wang Q., Li Q., Lu J. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, iss. 9, pp. 3697–3709. doi: 10.1016/j.actamat.2011.03.005

19. Wang W., Hua M, Wei X. Friction behavior of SUS 304 metastable austenitic stainless steel sheet against DC 53 die under the condition of friction coupling plastic deformation. *Wear*, 2011, vol. 271, iss. 7–8, pp. 1166–1173. doi: 10.1016/j.wear.2011.05.023

20. Vichuzhanin D.I., Makarov A.V., Smirnov S.V., Pozdeeva N.A., Malygina I.Yu. Napryazhenno-deformirovannoe sostoyanie i povrezhdennost' pri friktsionnoi uprochnyayushchei obrabotke ploskoi stal'noi poverkhnosti skol'zyashchim tsilindricheskim indentorom [Stress and strain and damage during frictional strengthening treatment of flat steel surface with a sliding cylindrical indenter]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin – Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2011, no. 6, pp. 61–69. (In Russian)

21. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol.73, no. 5, pp. 614–618. doi: http://dx.doi.org/10.1063/1.121873

22. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, iss. 1–3, pp. 201–208. doi: 10.1016/0257-8972(93)90226-E

23. Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, iss. 6, pp. 966–974. doi: 10.1134/S1063774507060065

24. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure–property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174–175, pp. 725–731. doi: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0

25. Kragelsky I.V., Alisin V.V., eds. Tribology – Lubrication, Friction, and Wear. London, Wiley & Sons, 2001. 948 p. ISBN 978-1-86058-288-2

Funding

This work on "Structure" N 01201463331 (Project N 15-9-12-45) is supported by RFBR (project N 15-08-07947). Micromechanical and tribological tests, scanning electron microscopy and profilometry are made in CCU "Plastometry" IMASH UB RAS. Transmission electron microscopy is implemented using the equipment of the Laboratory of structural analysis techniques of materials and nanomaterials CCU UrFU.

Article history:

Received 30 September 2015
Revised 30 October 2015
Accepted 10 November 2015