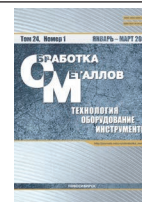




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние нормальной силы на сглаживание и упрочнение поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором

Виктор Кузнецов^{1, 2, 3, a,*}, Алексей Макаров^{1, b}, Андрей Скоробогатов^{3, c}, Полина Скорынина^{4, d},
 Сергей Лучко^{1, e}, Виталий Сирош^{1, f}, Николай Чекан^{5, g}

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

³ ФГБУ «НМИЦ ТО им. академика Г.А. Илизарова» Минздрава России, ул. М. Ульяновой, 6, г. Курган, 640014, Россия

⁴ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

⁵ Физико-технический институт НАН Беларуси, ул. Академика Купревича, 10, г. Минск, 220141, Беларусь

^a <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>, wpkuzn@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7447-1962>, ufo2log@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>, polina.skorynina@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>, serojaluchko@gmail.com, ^f <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>, sirosh.imp@yandex.ru,

^g <https://orcid.org/0000-0002-3339-9922>, chekan@phti.by

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787.4

История статьи:

Поступила: 15 декабря 2021

Рецензирование: 3 января 2022

Принята к печати: 15 января 2022

Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Аустенитная сталь

Чистовое точение

Алмазное выглаживание

Сила выглаживания

Шероховатость

Микротвердость

Финансирование:

Работа выполнена при поддержке РФФИ и БРФФИ (проект № 20-58-00057) и в рамках государственных заданий ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6 и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. Скользящее выглаживание позволяет минимизировать шероховатость и упрочнить поверхность сталей. Формируемые качество поверхности и прочностные характеристики поверхностного слоя определяются скоростью, силой и подачей выглаживания. Из-за опасности микроразрушений поверхности при выглаживании возникает проблема точного назначения нормальной силы при заданной подаче. **Цель работы** – изучение влияния нормальной силы при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором на сглаживание микропрофиля поверхности и деформационное упрочнение поверхностного слоя аустенитной стали 03X16H15M3T1. **Методы исследования.** Профилометрия, сканирующая электронная микроскопия, микродюрометрия. **Результаты и обсуждение.** В результате сухого выглаживания деформационно-стабильной аустенитной стали 03X16H15M3T1 сферическим индентором с радиусом 2 мм из природного алмаза при скорости скольжения 10 м/мин и подаче 0,025 мм/об установлено, что в исследованном диапазоне изменения нормальной силы выглаживания 100...200 Н величина коэффициента сглаживания исходного микропрофиля поверхности стали после чистового точения составляет 79...90 %. Наибольшее сглаживание с уменьшением среднего параметра шероховатости Ra от 1,0 до 0,1 мкм достигается при силе 150 Н. При алмазном выглаживании обеспечивается упрочнение исходной (после точения) поверхности на 15...43 % (до 382...444 HV), по мере увеличения силы выглаживания от 100 до 175 Н происходит немономотное повышение средней микротвердости от 409 до 444 HV 0,05. Выглаживание с нагрузкой 175 Н формирует градиентно-упрочненный слой толщиной 300...350 мкм с появлением на поверхности отдельных микроразрушений в виде наплывов и микротрещин, максимальное упрочнение обусловлено формированием сильно диспергированного поверхностного слоя толщиной 30...40 мкм со структурой высокодисперсного аустенита и соответствующей активизацией зернограничного и дислокационного механизмов упрочнения. Результаты могут быть использованы при выборе параметров алмазного выглаживания деталей из коррозионно-стойких аустенитных сталей по критериям получения низкой шероховатости поверхности без существенных микроразрушений и эффективного деформационного упрочнения поверхностного слоя.

Для цитирования: Влияние нормальной силы на сглаживание и упрочнение поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.С. Скоробогатов, П.А. Скорынина, С.Н. Лучко, В.А. Сирош, Н.М. Чекан // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 6–22. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-6-22.

*Адрес для переписки

Кузнецов Виктор Павлович, д.т.н., профессор

Уральский федеральный университет

им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19,

620002, г. Екатеринбург, Россия

Тел.: 8 (982) 422-17-77, e-mail: wpkuzn@mail.ru

Введение

Аустенитные нержавеющие хромоникелевые стали благодаря наличию повышенных уровней коррозионной стойкости, пластичности, теплоустойчивости, технологичности и биосовместимости [1–3] широко применяются в нефтегазовой, химической, атомной, пищевой и медицинской отраслях.

Для многих ответственных применений особый интерес представляют стали типа 01X17H13M3 (аналог AISI 316L), которые сохраняют коррозионную стойкость при механических воздействиях из-за низкой склонности к мартенситному деформационному превращению [4], а также перспективны для использования в водородной энергетике в качестве стойкого к водородному охрупчиванию материала для систем транспортировки и хранения водорода [5]. Дисперсионно-твердеющая сталь типа X16H15M3T1 дополнительно легирована ~1 мас. % титана, который осуществляет радиационно-стимулированное выделение когерентной γ' -фазы (Ni_3Ti) и тем самым кратно повышает стойкость против радиационного (вакансионного) распухания в процессе облучения быстрыми нейтронами при температурах 480...500 °C [6–9]. Поэтому сталь перспективна в качестве не только коррозионно-стойкого, но и радиационно-стойкого материала, работоспособного в присутствии агрессивных сред.

Микротвердость поверхности термически неупрочняемой стали AISI 316L может быть повышена ультразвуковыми обработками карбидным сферическим индентором (от 177 до 290 HV) [10] и шариками в вакууме – обработкой SMAT: surface mechanical attrition treatment (от 1,65 до 2,90 ГПа) [11], пескоструйной обработкой (от 1,8 до 3,6 ГПа) [12]. Однако сформированные при ударных упрочняющих обработках поверхностные слои характеризуются высокой шероховатостью $Ra = 1,0...2,5$ мкм [11, 12]. Значительно более эффективное упрочнение поверхности стали 03X16H14M3T1 (от 270 до 580...720 HV 0,025) достигнуто фрикционной обработкой скользящим индентором из синтетического алмаза в среде аргона [13]. Такая обработка аустенитных хромоникелевых сталей может также обеспечить высокое качество формируемой поверхности с низкой шероховатостью [14, 15].

Скользящее выглаживание сталей позволяет минимизировать шероховатость и упрочнить поверхностный слой. Формируемые при выглаживании качество поверхности и прочностные характеристики поверхностного слоя определяются скоростью, подачей и силой выглаживания, размером пятна контакта и кратностью нагружения [16–23]. В работе [16] показана возможность управления сглаживанием и упрочнением поверхностного слоя на основе оценки интегрального параметра кратности нагружения материала в процессе выглаживания. При рассмотрении алмазного выглаживания нержавеющей стали РН17-4 подача определена наиболее значимым параметром, влияющим на шероховатость и твердость поверхности [17]. В условиях сухого шарикового выглаживания наилучшее сглаживание шероховатости точеной поверхности стали 41Cr4 обеспечила малая подача 0,05 мм/об, в отличие от подач 0,075 мм/об и 0,1 мм/об [18].

Напротив, в работе [19] при исследовании шарикового выглаживания стали AISI 1045 установлено, что наибольшее влияние как на шероховатость, так и на твердость поверхности оказывает сила выглаживания. Нормальная сила является также параметром, определяющим высокий уровень сжимающих остаточных напряжений (–1100 МПа), формируемых шариковым выглаживанием на поверхности мартенситной нержавеющей стали 15-5PH [20].

Величина глубины внедрения сферического индентора (определяемая нормальной силой, микротвердостью и шероховатостью обрабатываемой поверхности), при которой достигается полное сглаживание исходной шероховатости, в работе [21] предложена в качестве критерия обеспечения минимальной шероховатости при выглаживании закаленных сталей и названа устойчивым индентированием. Повышение нормальной силы и размера пятна контакта, а также уменьшение подачи для увеличения кратности нагружения и упрочнения обрабатываемого материала может вызвать микроразрушения обрабатываемой поверхности. В связи с этим при алмазном выглаживании возникает проблема точного назначения нормальной силы при заданной подаче.

Maximov J.T. и др. в работе [22] отметили отсутствие в литературе данных о перспективах обработки выглаживанием скользящим

индентором аустенитной стали AISI 316Ti (03X16H10M2T), наиболее близкой по химическому составу к исследуемой. Однако полученные в [22] новые результаты не позволяют установить связь нормальной силы с микропрофилями поверхности как исходной – после точения, так и после выглаживания. Кроме того, при выборе силы выглаживания важно назначать ее и с позиций упрочнения материала.

3D-профилометрия поверхности при переходе от точения к алмазному выглаживанию дисков из метастабильной аустенитной стали AISI 304 рассмотрена в работе [23]. Однако назначение нормальной силы нагружения поверхностного слоя при выглаживании не было обосновано.

Целью настоящей работы явилось изучение влияния нормальной силы при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором на сглаживание микропрофиля точеной поверхности и деформационное упрочнение поверхностного слоя аустенитной стали 03X16H15M3T1.

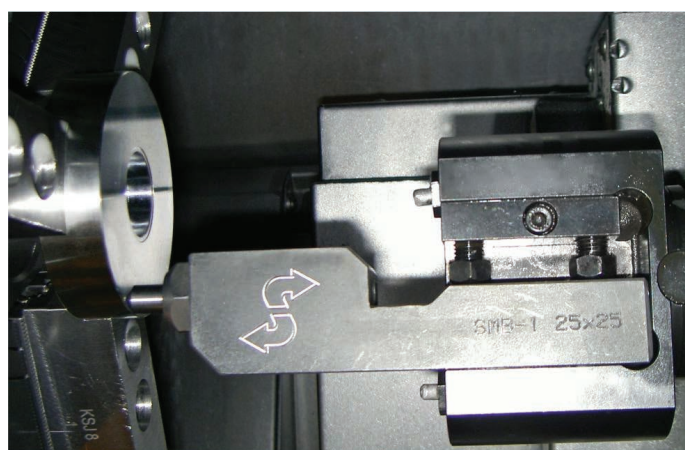
Методика исследований

Исследование сухого выглаживания поверхности выполнено на аустенитной нержавеющей стали марки 03X16H15M3T1 (C – 0,03 %; Cr – 16,64 %; Ni – 14,96 %; Mo – 2,77 %; Ti – 1,25 %; Si – 0,53 %; Mn – 0,38 %; Cu – 0,11 %; P – 0,03 %; S – 0,02 %; остальное – Fe). Экспериментальные образцы типа «диск» диаметром 104 мм и

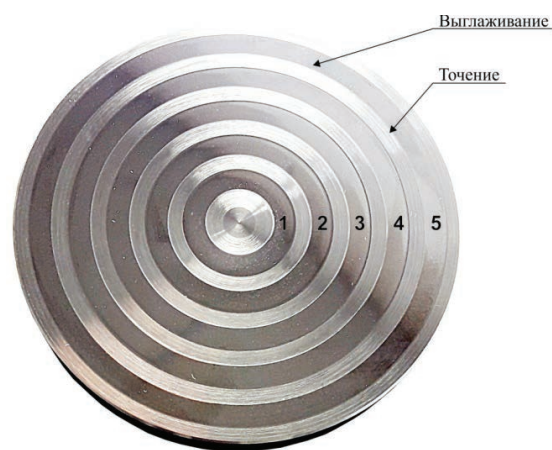
толщиной 19 мм подвергались термической обработке – закалке от температуры 1100 °C (выдержка 1 час) с охлаждением в воде. После закалки на токарно-фрезерном центре Takisawa EX-310 было выполнено чистовое точение торцевой поверхности образца инструментальной пластиной WNMG080408 с применением водоземulsionной смазочно-охлаждающей технологической среды (COTC) при скорости резания 150 м/мин, подаче 0,08 мм/об и глубине резания 0,3 мм. После точения средняя шероховатость поверхности составляла $Ra = 1,0$ мкм, а микротвердость – 311 ± 10 HV 0,05 и 331 ± 9 HV 0,2.

Далее после точения на обработанной поверхности образца выполнялось выглаживание концентрических кольцевых участков шириной 5 мм (рис. 1). Выглаживание проводили инструментом с возможностью настройки силы выглаживания и с использованием индентора со сферической формой радиусом 2 мм из природного алмаза без применения COTC (на воздухе). Сила выглаживания изменялась согласно данным таблицы. Диапазон изменения силы от 100 до 200 Н выбран в соответствии с исследованием выглаживания стали аналога марки AISI 316Ti, выполненном Maximov J.T. и др. [24]. В соответствии с этим исследованием и принималась величина подачи $f_b = 0,025$ мм/об.

Выбор скорости скольжения индентора ($v_s = 10$ м/мин) обоснован установленной в работе [25] предельно допустимой скоростью сухого



а



б

Рис. 1. Выглаживание на токарно-фрезерном центре Takisawa EX-310 поверхности образца (а) и кольцевые участки (б), обозначенные цифрами соответственно заданной силе выглаживания, приведенной в таблице
Fig. 1. Burnishing of the sample surface on the Takisawa EX-310 turning-milling center (a) and annular sections (b), indicated by numbers according to the given burnishing force given in Table

Параметры сухого алмазного выглаживания кольцевых участков

Parameters of dry diamond burnishing of ring sections

Режим/ Mode	Сила выглаживания F_b , Н / Burnishing force F_b , N	Скорость скольжения v_s , м/мин / sliding speed v_s m/min	Подача f_b , мм/об / feed rate f_b , mm/rev
1	200	10	0,025
2	175		
3	150		
4	125		
5	100		

выглаживания поверхности нержавеющей высокохромистой стали. Превышение допустимой скорости скольжения приводит к значительному увеличению шероховатости и появлению микро-разрушений поверхностного слоя.

Шероховатость поверхности исследовали методом 3D-профилометрии на приборе WYKO NT-1100. Получали 3D-профилограммы и определяли средние величины параметра Ra (среднеарифметического отклонения профиля) по данным анализа трех участков поверхности размерами $0,9 \times 1,2$ мм и $42,5 \times 55,8$ мкм. По результатам 3D-профилометрии проводили расчет коэффициента сглаживания микропрофиля поверхности на основе подхода, предложенного в работе [26]:

$$\delta_{Ra} = \frac{Ra_T - Ra_B}{Ra_T} 100 \%, \quad (1)$$

где Ra_T – шероховатость поверхности после предшествующей (токарной) обработки; Ra_B – шероховатость поверхности после алмазного выглаживания.

Измерение микротвердости поверхности выполнено на микротвердомере АНОТЕСН ЕсоHARD XM1270С при нагрузках на индентор Виккерса 0,49 Н (50 гс) и 1,96 Н (200 гс). С использованием результатов микродюротрии поверхности выполнен расчет коэффициента упрочнения на основе зависимости

$$\delta_{HV} = \frac{HV_B - HV_T}{HV_T} 100 \%, \quad (2)$$

где HV_B – микротвердость поверхности после алмазного выглаживания; HV_T – исходная микротвердость точеной поверхности.

Изменение микротвердости по глубине поверхностного слоя определяли на поперечном шлифе с использованием микротвердомера

SHIMADZU HMV-G21DT при нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н (25 гс).

С использованием электронного сканирующего микроскопа Tescan VEGA II XMU исследовали поверхность образцов и структуру приповерхностных слоев на поперечных шлифах.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 и 3, а представлены результаты оптической 3D-профилометрии поверхности образцов после точения и сухого алмазного выглаживания на участках размером $0,9 \times 1,2$ мм. Видно, что алмазное выглаживание привело к значительному сглаживанию исходной шероховатости поверхности и соответствующему уменьшению величины среднеарифметического отклонения профиля Ra . По мере возрастания силы выглаживания от 100 до 150 Н произошло снижение среднего значения параметра шероховатости Ra с 0,21 до 0,10 мкм. Дальнейшее увеличение силы выглаживания до 175 и 200 Н, напротив, вызвало повышение средней величины Ra соответственно до 0,11 и 0,17 мкм (см. рис. 3, а).

Расчет по формуле (1) показал (рис. 3, б), что в процессе алмазного выглаживания диска из аустенитной стали в диапазоне исследуемых сил коэффициент сглаживания δ_{Ra} находится в пределах от 79 до 90 % с максимумом в случае использования нагрузки $F_b = 150$ Н. Таким образом, по критерию среднего арифметического отклонения профиля указанный наиболее благоприятный режим нормальной нагрузки обеспечивает сглаживание на 90 % микропрофиля, формируемого чистовым точением ($Ra = 1,0$ мкм), и получение в результате этого наношероховатости ($Ra = 100$ нм) даже на относительно протяженных участках поверхности размерами $0,9 \times 1,2$ мм.

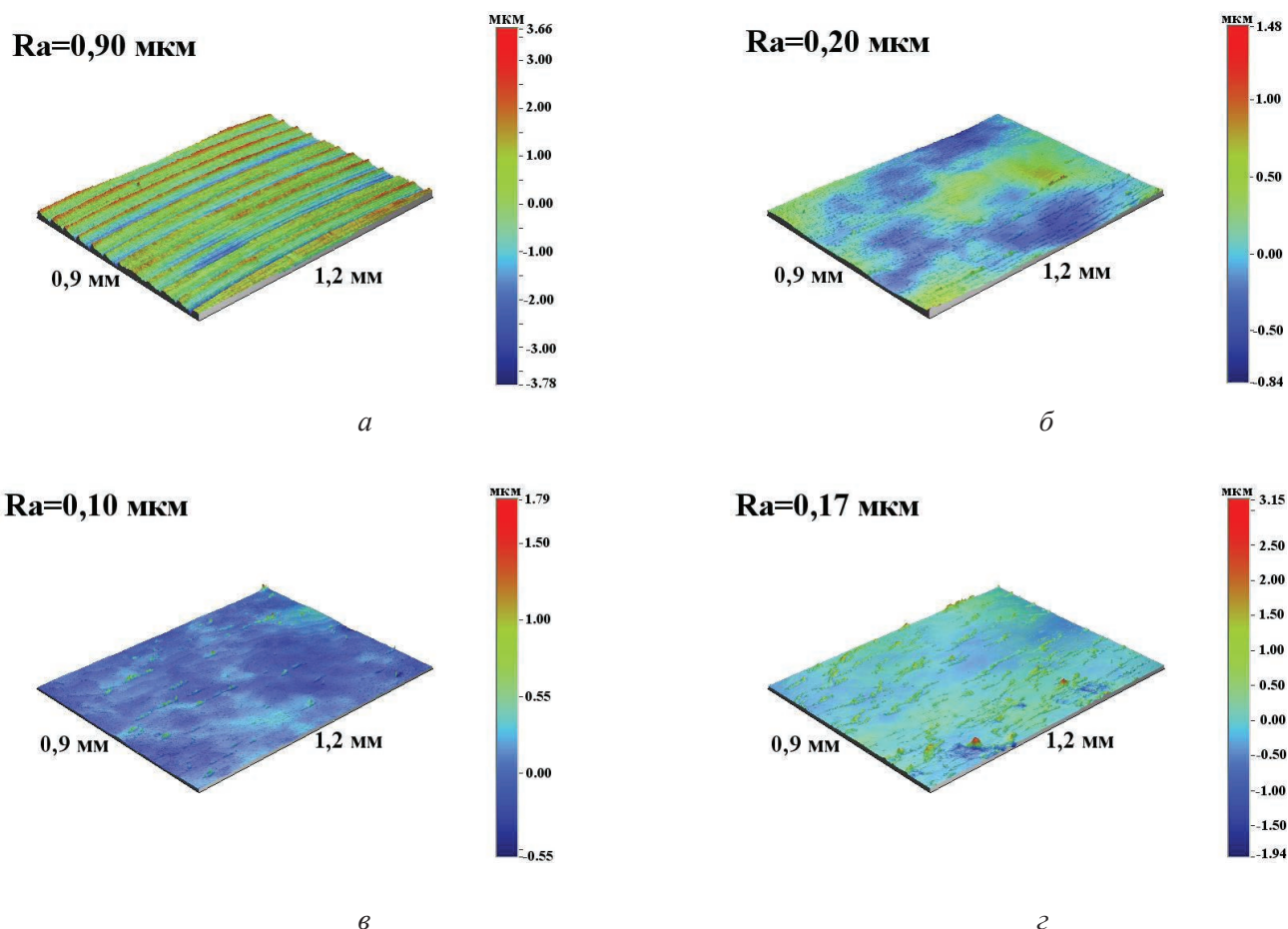


Рис. 2. Трехмерные профилограммы, снятые на участке размером $0,9 \times 1,2$ мм поверхности диска из стали 03X16H15M3T1, после обработки чистовым точением (а) и сухим алмазным выплаживанием с различной силой F_b : 100 Н (б), 150 Н (в) и 200 Н (г)

Fig. 2. Three-dimensional (3D) profilograms taken on an area of 0.9×1.2 mm of the surface of a disk made of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (a) and dry diamond burnishing with different force F_b : 100 N (б), 150 N (в) and 200 N (г)

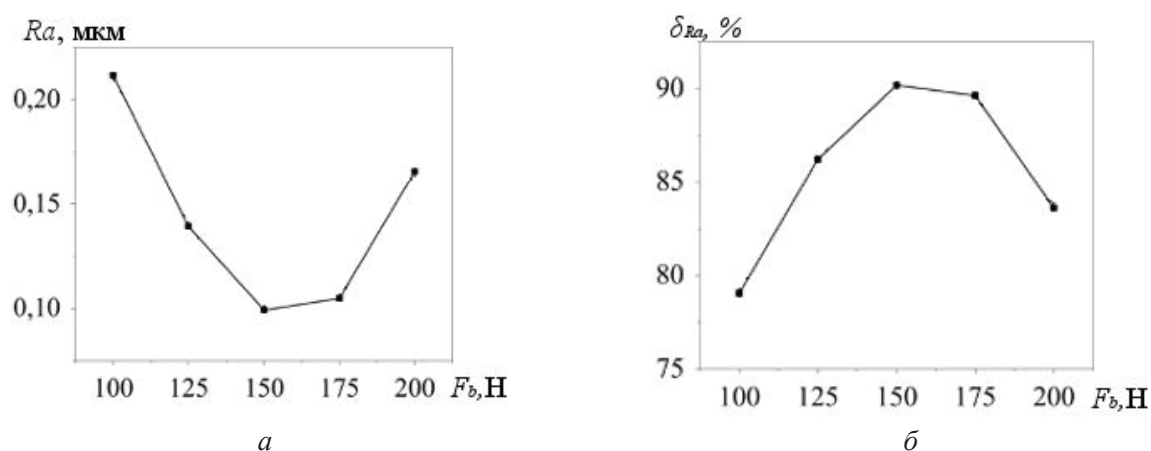


Рис. 3. Зависимости средних значений параметра шероховатости Ra (а) и коэффициента сглаживания δ_{Ra} (б) поверхности стали 03X16H15M3T1 от силы выплаживания F_b

Fig. 3. Dependence of the average values of the roughness parameter Ra (a) and the smoothing coefficient δ_{Ra} (b) of the surface of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 on the burnishing force F_b

Анализ микропрофиля поверхности, снятого в процессе 3D-профилометрии на микроучастках размером $42,5 \times 55,8$ мкм, показал, что в отличие от поверхности после точения с характерными однонаправленными крупными выступами и впадинами (рис. 4, *а*) на всей площади выглаженной поверхности наблюдаются обособленные углубления (рис. 4, *б–г*). При силе выглаживания 100 Н данные углубления имеют форму, вытянутую в направлении движения инструмента (рис. 4, *б*). По мере повышения силы выглаживания размер углублений существенно снижается, они приобретают округлую или овальную форму, их распределение становится более равномерным, а количество углублений возрастает (рис. 4, *в, г*). При этом глубина впадин с увеличением силы выглаживания, по-видимому, уменьшается, о чем свидетельствует непрерывное снижение значений параметра шероховатости Ra (см. рис. 4, *б–г*).

Наличие на выглаженных поверхностях выявленных углублений может быть связано с недостаточной величиной силы выглаживания и сохранением впадин профиля поверхности, формируемого предшествующей токарной обработкой (рис. 5, *а*). Более всего указанной причиной можно обосновать наличие вытянутых протяженных углублений на поверхности, выглаженной с минимальной исследованной силой 100 Н (см. рис. 4, *б*). Вместе с тем увеличение количества углублений (впадин) при выглаживании с повышенными нагрузками может быть следствием поврежденности поверхности аустенитной стали при ее адгезионном взаимодействии с алмазным индентором без применения СОТС.

Микродюрометрия выглаженной поверхности, выполненная при нагрузках 0,49 и 1,96 Н на индентор Виккерса, показала существенное влияние силы выглаживания на упрочнение материала поверхностного слоя (рис. 6). При изме-

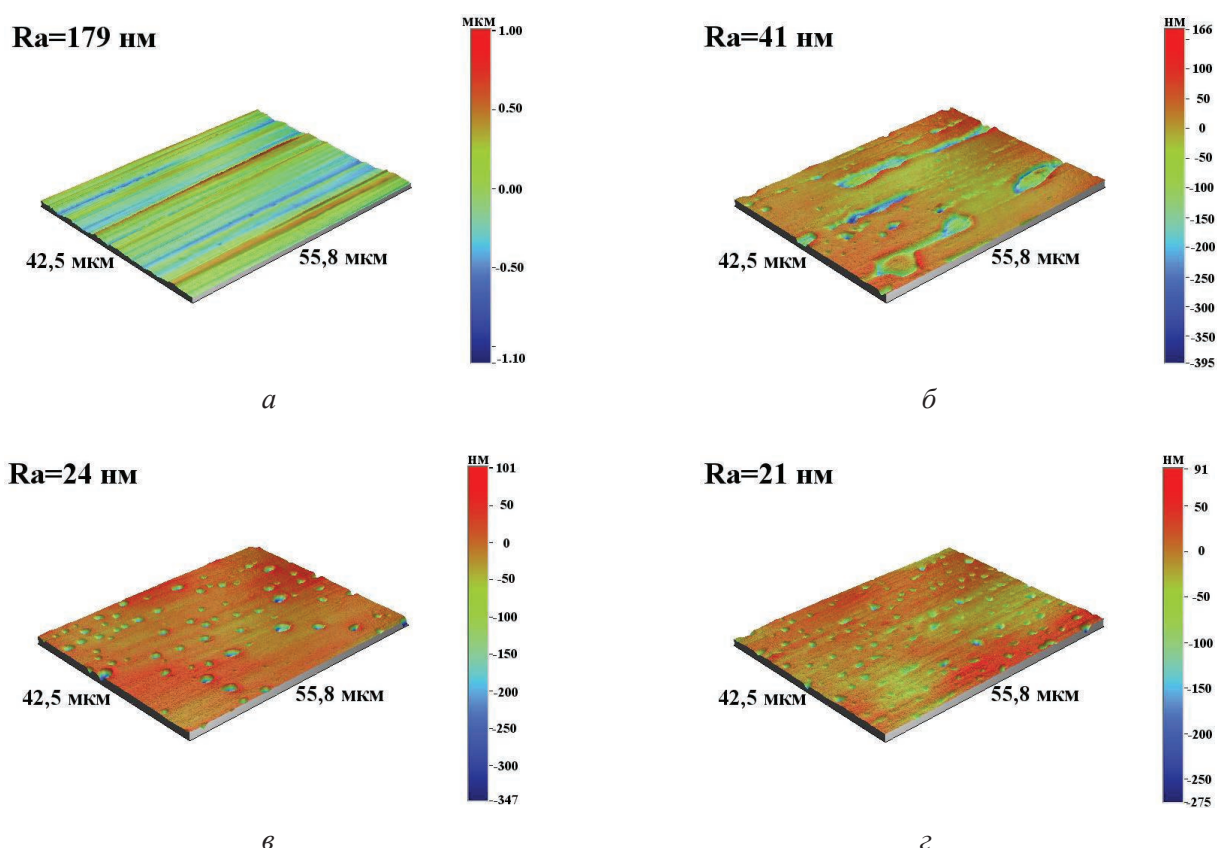
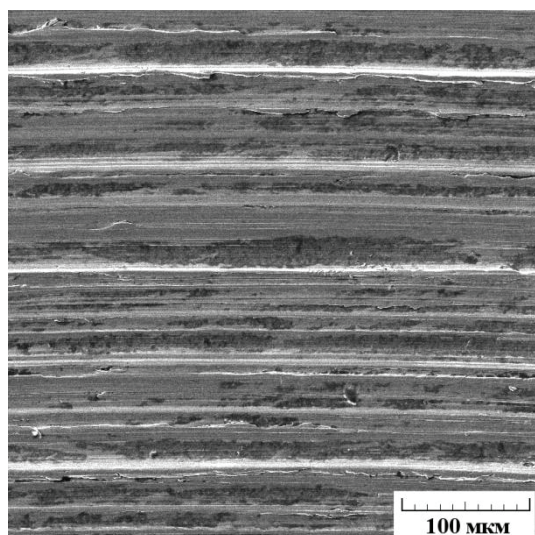
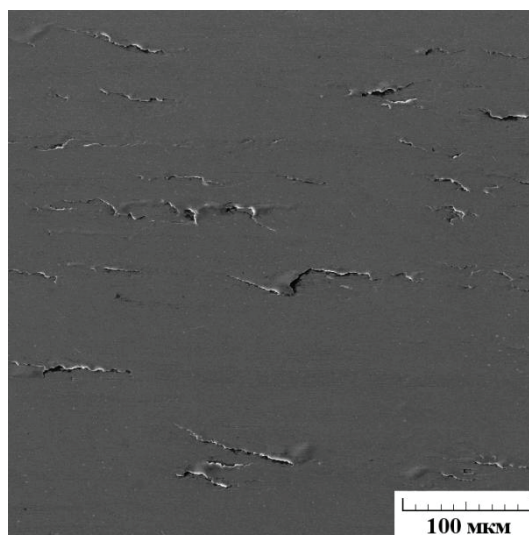


Рис. 4. Трехмерные профилограммы, снятые на участке размером $42,5 \times 55,8$ мкм поверхности диска из стали 03X16Ni15Mo3Ti1, после обработки чистовым точением (*а*) и сухим алмазным выглаживанием с различной силой F_b : 100 Н (*б*), 150 Н (*в*), 200 Н (*г*)

Fig. 4. Three-dimensional (3D) profilograms taken on an area of 42.5×55.8 μm of the surface of a disk made of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (*a*) and dry diamond burnishing with different force F_b : 100 N (*b*), 150 N (*v*) and 200 N (*g*)



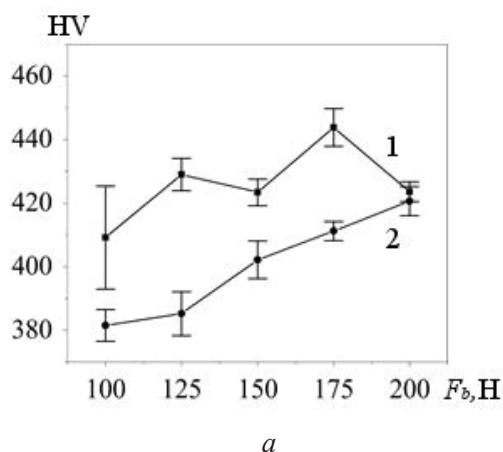
a



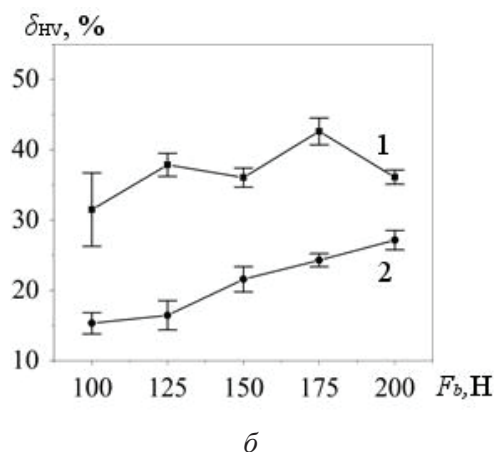
б

Рис. 5. Изображения на электронном сканирующем микроскопе поверхности диска из стали 03X16H15M3T1 после обработки чистовым точением (*a*) и сухим алмазным выглаживанием с силой $F_b = 175$ Н (*б*)

Fig. 5. SEM images of the surface of a disk made of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (*a*) and dry diamond burnishing with a force $F_b = 175$ N (*б*)



a



б

Рис. 6. Зависимости микротвердости HV (*a*) и коэффициента упрочнения δ_{HV} (*б*) поверхности стали 03X16H15M3T1 от силы выглаживания F_b : измерения микротвердости при нагрузках на индентор Виккерса 0,49 Н (кривые 1) и 1,96 Н (кривые 2)

Fig. 6. Dependence of surface microhardness HV (*a*) and hardening coefficient δ_{HV} (*б*) of the surface of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 on burnishing force F_b : microhardness measurements at loads on a Vickers indenter of 0.49 N (curves 1) and 1.96 N (curves 2)

рениях с нагрузкой 0,49 Н по мере увеличения силы выглаживания от 100 до 175 Н происходит немонотонное повышение микротвердости от 409 ± 17 HV 0,05 до 444 ± 7 HV 0,05 (см. рис. 6, *a*). Установленный максимальный уровень микротвердости поверхности стали после выглаживания с нагрузкой 175 Н наблюдается несмотря на отдельные микроразрушения в виде наплывов

и микротрещин в результате передоформирования металла под воздействием выглаживания (рис. 5, *б*).

При дальнейшем увеличении силы выглаживания до 200 Н наблюдается снижение микротвердости деформированной поверхности до 422 ± 3 HV 0,05 (рис. 6, *a*). Это может быть объяснено возникновением при максималь-

ной силе выглаживания эффекта перенаклепа, приводящего к накоплению повреждений на поверхности и локальному разрушению тонкого поверхностного слоя стали. В пользу данного утверждения свидетельствует появление на 3D-профилограмме выглаженной поверхности заметных неровностей (см. рис. 2, *з*) и соответствующее скачкообразное повышение шероховатости после увеличения силы выглаживания от 175 до 200 Н (см. рис. 3, *а*).

Из данных рис. 6, *а* следует также, что при измерениях с использованием большей нагрузки на индентор Виккерса (1,96 Н) с увеличением силы выглаживания микротвердость обработанной поверхности монотонно возрастает от 382 ± 4 HV 0,2 после выглаживания с силой 100 Н с достижением максимума 421 ± 4 HV 0,2 после выглаживания с силой 200 Н. Следовательно, связанное с перенаклепом снижение микротвердости HV 0,05 при увеличении силы выглаживания от 175 до 200 Н затрагивает только очень тонкий приповерхностный слой.

На рис. 6, *б* представлено влияние силы выглаживания на вычисленный по формуле (2) коэффициент упрочнения δ_{HV} при выглаживании по отношению к микротвердости исходной (после точения) поверхности исследуемой стали. Меньший уровень исходной микротвердости (310 ± 10 HV 0,05), установленный при измерении с нагрузкой 0,49 Н более тонкого слоя, чем при использовании нагрузки 1,96 Н (330 ± 9 HV 0,2), свидетельствует о накоплении повреждений непосредственно на поверхности стали в процессе чистового точения, обуславливающих некоторое разупрочнение материала. Согласно рис. 6, *б* алмазное выглаживание обеспечило 31...43 %-е упрочнение в тонком приповерхностном слое с экстремумом при силе выглаживания 175 Н и 15...27 %-е упрочнение в более толстом поверхностном слое с максимумом микротвердости при силе выглаживания 200 Н.

На рис. 7 показано распределение микротвердости по глубине градиентно-упрочненного поверхностного слоя стали после выглаживания при нагрузке 175 Н, обеспечившей максимум микротвердости 444 ± 7 HV 0,05 выглаженной поверхности. По мере удаления от поверхности выглаживания микротвердость, измеренная при нагрузке 0,245 Н, снижается с 400...420 HV 0,025 до 220...250 HV 0,025 на глубине 300...350 мкм.

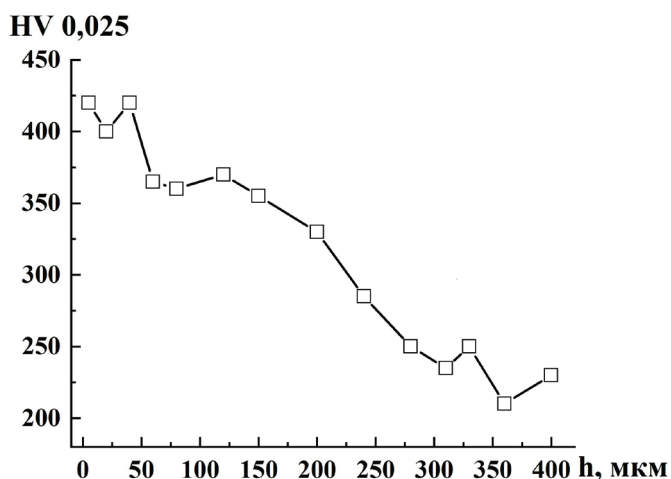


Рис. 7. Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 (h – расстояние от поверхности) после обработки сухим алмазным выглаживанием с силой $F_b = 175$ Н

Fig. 7. Change in the microhardness HV 0.025 in depth of the surface layer of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by dry diamond burnishing with a force $F_b = 175$ N

Исследование на электронном сканирующем микроскопе поперечных шлифов показало, что после чистового точения структура из крупных аустенитных зерен сохраняется в поверхностном слое образца (рис. 8, *а*). Поскольку технологическая операция точения (токарная обработка) предназначена для размерной обработки резанием, ускоренное удаление материала в виде стружки не создает благоприятных условий для накопления в поверхностном слое детали больших степеней пластической деформации и сопровождающего этот процесс диспергирования структуры.

В отличие от точения сухое алмазное выглаживание с силой 175 Н сформировало выраженный поверхностный слой толщиной 30...40 мкм с сильно деформированной высокодисперсной структурой (на рис. 8, *б* слой отмечен пунктирной линией). Видно, что деформация привела не только к значительному диспергированию аустенитной структуры, но и к возникновению несплошностей в виде микропор различных размеров – от долей микрометра до 5 мкм (рис. 8, *б*). Подобные микропоры формировались и в тонком поверхностном слое метастабильной аустенитной стали AISI 321 в результате фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона [27, 28].

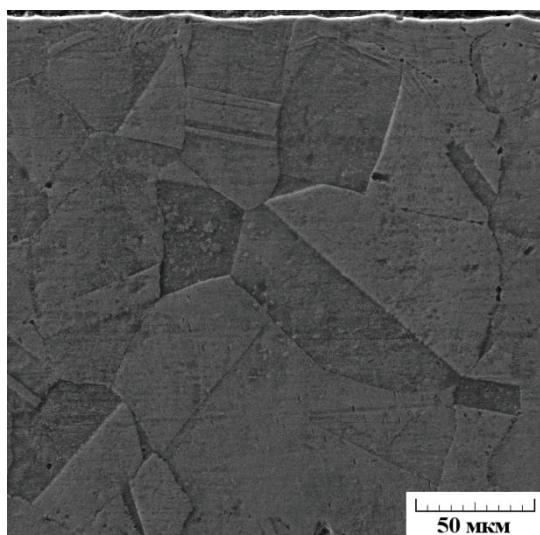
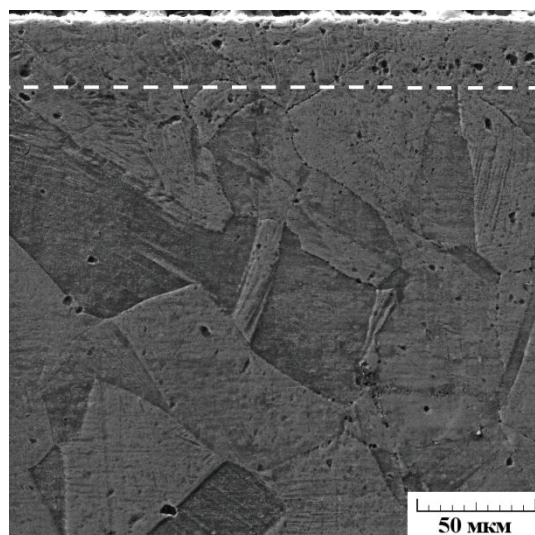

a

б

Рис. 8. Структура поверхностного слоя стали 03X16H15M3Ti1 после обработки чистовым точением (*a*) и сухим алмазным выглаживанием с силой $F_b = 175$ Н (*б*); поперечный шлиф, электронная сканирующая микроскопия, пунктиром указана граница слоя с диспергированной структурой

Fig. 8. The structure of the surface layers of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (*a*) dry and diamond burnishing with a force $F_b = 175$ N (*б*); cross section, electron scanning microscopy, the dotted line indicates the boundary of the layer with a dispersed structure

Известно, что микропоры (субмикропоры) деформационного происхождения в пластичных металлических материалах возникают в процессе затупления субмикротрещин, которые появляются в деформируемом металле при блокировке движущихся дислокаций такими барьерами, как включения, границы зерен, линии скольжения и др. [29, 30]. Способствует образованию микропор также то обстоятельство, что при прохождении скользящего индентора и его отдельных микронеровностей металл попадает из зоны сжимающих напряжений, в которой деформация происходит в условиях сдвига под давлением, в зону внешних растягивающих напряжений [31, 32]. Согласно [33] поры в металлах при интенсивной пластической деформации образуются именно в зонах растяжения, в то время как высокодисперсные структуры возникают только в зонах сдвига (сжатия). Растягивающие напряжения вызывают также образование микротрещин на поверхности стали при выглаживании (см. рис. 5,б).

Важно отметить, что выделенный пунктирной линией на рис. 8,б высокодисперсный слой характеризуется максимальным уровнем микротвердости 400...420 HV 0,025 (см. рис. 7). Таким образом, при микродюрометрических измерениях

с нагрузками на индентор Виккерса 0,245, 0,49 и 1,96 Н после сухого выглаживания индентором из природного алмаза с силой 175 Н на поверхности аустенитной стали 03X16H15M3Ti1 и в поверхностном слое толщиной 40 мкм установлен уровень микротвердости 400...444 HV (см. рис. 6, *a* и 7). Аналогичный уровень деформационного упрочнения (до 4,1...4,4 ГПа) наблюдался в результате интенсивной пластической деформации хромоникелевых аустенитных сталей ультразвуковой ударной обработкой бойками [34], ультразвуковой ковкой в вакууме [35] и равноканальным угловым прессованием [36]. При обработке детали из метастабильной аустенитной стали AISI 304 чистовым точением и алмазным выглаживанием с жидкой СОТС на токарно-фрезерном центре достигалось упрочнение на поверхности и поверхностном слое толщиной 75 мкм до 380...450 HV 0,025 [23].

Наноструктурирующая поверхностная механическая обработка SMAT аустенитной стали 316L (02X17H12M2Г2), близкой по составу к исследуемой в настоящей работе стали 03X16H15M3Ti1, привела к упрочнению поверхности до 4,5 ГПа [37, 38] и наноструктурированию поверхностного слоя толщиной 40 мкм с



образованием 15 % нанокристаллического мартенсита деформации.

В проведенном нами ранее исследовании [13] на поверхности аустенитной стали 03X16H14M3T1 в условиях фрикционной обработки скользящим индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона наблюдали рост микротвердости до 720 HV 0,025 при общей глубине градиентно упрочненного слоя 300 мкм. Более интенсивному, чем в настоящей работе, упрочнению стали способствовал высокий коэффициент трения ($f = 0,47$) в процессе фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза [13], в то время как при выглаживании индентором из природного алмаза даже без применения жидкой СОТС коэффициент трения не превышает 0,1 [39].

В отличие от работ [37, 38] в исследовании [13] наблюдали почти полное отсутствие деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения: в поверхностном слое толщиной ~ 7 мкм при фрикционной обработке стали 03X16H14M3T1 образовалось не более 1,5 % (об.) α' -мартенсита деформации. Отмеченный результат обусловлен повышенным содержанием никеля (сильного стабилизатора аустенита) в стали 03X16H14M3T1 по сравнению с его количеством в стали 316L (02X17H12M2Г2) [37, 38]. При этом в работе [13] в результате фрикционной обработки на поверхности стали 03X16H14M3T1 формировались нано- и субмикрокристаллические аустенитные структуры, появлению которых предшествовало возникновение полосовых и ячеистых дислокационных структур. Формирование в деформационно-стабильных и метастабильных аустенитных сталях при фрикционном воздействии сильно разориентированных кристаллов нано- и субмикронных размеров [13–15, 40] происходит на заключительном этапе преобразования структуры за счет разворотов ячеек и их уменьшения в результате развития под действием трения ротационного механизма деформации [41].

Таким образом, установленный рост микротвердости деформационно-стабильной аустенитной стали 03X16H15M3T1 до 400...444 HV в результате сухого выглаживания индентором из природного алмаза можно объяснить формированием в поверхностном слое высокодисперсного аустенита и соответствующей активизацией зернограницного и дислокационного механизмов упрочнения.

Выводы

В результате экспериментального исследования влияния величины нормальной силы при сухом выглаживании сферическим индентором с радиусом 2 мм из природного алмаза при скорости скольжения 10 м/мин и величине подачи 0,025 мм/об на формирование шероховатости поверхности и упрочнение поверхностного слоя деформационно-стабильной аустенитной стали 03X16H15M3T1 установлено:

1) в исследованном диапазоне изменения нормальной силы выглаживания 100...200 Н величина коэффициента сглаживания исходного микропрофиля поверхности стали после чистового точения составляет 79...90 %, наибольшее сглаживание с уменьшением среднего параметра шероховатости Ra от 1,0 до 0,1 мкм достигается при силе 150 Н;

2) при алмазном выглаживании обеспечивается упрочнение исходной (после точения) поверхности на 15...43 % (до 382...444 HV), по мере увеличения силы выглаживания от 100 до 175 Н происходит немонокотное повышение средней микротвердости от 409 до 444 HV 0,05;

3) выглаживание с нагрузкой 175 Н формирует градиентно-упрочненный слой толщиной 300...350 мкм с появлением на поверхности отдельных микроразрушений в виде наплывов и микротрещин, максимальное упрочнение поверхности стали обусловлено формированием сильно диспергированного поверхностного слоя толщиной 30...40 мкм со структурой высокодисперсного аустенита и соответствующей активизацией зернограницного и дислокационного механизмов упрочнения.

Полученные результаты могут быть использованы при научно обоснованном выборе технологических параметров алмазного выглаживания деталей из коррозионно-стойких аустенитных сталей по критериям получения качественной поверхности (с низкой шероховатостью при отсутствии существенных микроразрушений) и эффективного деформационного упрочнения поверхностного слоя.

Список литературы

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2009. – Vol. 65, iss. 4–6. – P. 39–104. – DOI: 10.1016/j.msre.2009.03.001.

2. *Borgioli F.* From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase // *Metals*. – 2020. – Vol. 10, iss. 2. – Art. 187. – DOI: 10.3390/met10020187.
3. *Solomon N., Solomon I.* Effect of deformation-induced phase transformation on AISI 316 stainless steel corrosion resistance // *Engineering Failure Analysis*. – 2017. – Vol. 79. – P. 865–875. – DOI: 10.1016/j.eng-failanal.2017.05.031.
4. Hydrogen embrittlement effects on austenitic stainless steels with ultrafine-grained structure of different morphology / E.G. Astafurova, E.V. Melnikov, S.V. Astafurov, I.V. Ratochka, I.P. Mishin, G.G. Maier, V.A. Moskvina, G.N. Zakharov, A.I. Smirnov, V.A. Bataev // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 22, iss. 4. – P. 313–326. – DOI: 10.1134/S1029959919040076.
5. Влияние насыщения водородом на структуру и механические свойства аустенитной стали 01X17H13M3, формируемые в процессе прокатки при разных температурах / Е.В. Мельников, Г.Г. Майер, В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 81–97. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97.
6. The influence of intermetallic ageing during irradiation by fast neutrons on void formation in austenitic stainless steels / V.V. Sagaradze, V.A. Pavlov, V.M. Aliabiev, B.N. Goshchitskiy, A.V. Kozlov, S.S. Lapin, Ye.N. Loguntsev, V.M. Nalesnik, N.V. Khakhalkin, V.I. Shalayev, M.G. Gaydukov, G.A. Sergeyev // *Physics of Metals and Metallography*. – 1988. – Vol. 65, iss. 5. – P. 128–135.
7. Патент № 1807735 Российская Федерация. Сталь: № 4913269/02: заявл. 10.12.1990: опубл. 30.04.1995, Бюл. № 12 / В.В. Сагарадзе, В.М. Налесник, А.Г. Шейнкман, Ю.К. Бибилашвили, В.М. Алябьев, В.И. Барсанов, А.В. Козлов, С.С. Лапин, В.А. Павлов, О.М. Сараев, А.И. Уваров, В.И. Шалаев. – 6 с.
8. Precipitation hardening and radiation damageability of austenitic stainless steels / V.V. Sagaradze, V.M. Nalesnik, S.S. Lapin, V.M. Aliabiev // *Journal of Nuclear Materials*. – 1993. – Vol. 202, iss. 1–2. – P. 137–144. – DOI: 10.1016/0022-3115(93)90036-X.
9. *Sagaradze V.V., Lapin S.S.* Unconventional approaches to the suppression of irradiation-induced swelling of stainless steels // *The Physics of Metals and Metallography*. – 1997. – Vol. 83, iss. 4. – P. 417–427.
10. Enhanced wear resistance of 316 L stainless steel with a nanostructured surface layer prepared by ultrasonic surface rolling / C. Wang, J. Han, J. Zhao, Y. Song, J. Man, H. Zhu, J. Sun, L. Fang // *Coatings*. – 2019. – Vol. 9, iss. 4. – Art. 276. – DOI: 10.3390/coatings9040276.
11. *Arifvianto B., Suyitno, Mahardika M.* Effects of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a rough surface of AISI 316L stainless steel // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258, iss. 10. – P. 4538–4543. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.01.021.
12. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel / Suyitno, B. Arifvianto, T.D. Widodo, M. Mahardika, P. Dewo, U.A. Salim // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2012. – Vol. 19, iss. 12. – P. 1093–1099. – DOI: 10.1007/s12613-012-0676-1.
13. Effect of friction treatment on the structure, micromechanical and tribological properties of austenitic steel 03Kh16N14M3T / A.V. Makarov, P.A. Skorynina, E.G. Volkova, A.L. Osintseva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2020. – Vol. 61, iss. 11–12. – P. 764–768. – DOI: 10.1007/s11041-020-00497-1.
14. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, П.А. Скорынина, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2015. – № 4 (69). – С. 80–92. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92.
15. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel / A.V. Makarov, P.A. Skorynina, A.S. Yurovskikh, A.L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – Vol. 118, iss. 12. – P. 1225–1235. – DOI: 10.1134/S0031918X17120092.
16. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel / V.P. Kuznetsov, I.Yu. Smolin, A.I. Dmitriev, S.Yu. Tarasov, V.G. Gorgots // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 285. – P. 171–178. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045.
17. *Sachin B., Narendranath S., Chakradhar D.* Analysis of surface hardness and surface roughness in diamond burnishing of 17-4 PH stainless steel // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 577. – Art. 012075. – DOI: 10.1088/1757-899X/577/1/012075.
18. *Grzesik W., Zak K.* Characterization of surface integrity produced by sequential dry hard turning and ball burnishing operations // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 136, iss. 3. – Art. 031017. – DOI: 10.1115/1.4026936.



19. Influence of ball-burnishing on roughness, hardness and corrosion resistance of AISI 1045 steel / Al. Saldaña-Robles, H. Plascencia-Mora, E. Aguilera-Gómez, Ad. Saldaña-Robles, A. Marquez-Herrera, J.A. Diosdado-De la Peña // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 339. – P. 191–198. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.013.
20. Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH stainless steel / V. Chomienne, F. Valiorgue, J. Rech, C. Verdu // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. – 2016. – Vol. 13. – P. 90–96. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2015.12.003.
21. *Shiou F.-J., Hsu C.-C.* Surface finishing of hardened and tempered stainless tool steel using sequential ball grinding, ball burnishing and ball polishing processes on a machining centre // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 205, iss. 1–3. – P. 249–258. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.244.
22. Effect of slide burnishing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium–nickel steel / J.T. Maximov, G.V. Duncheva, A.P. Anchev, N. Ganey, I.M. Amudjev, V.P. Dunchev // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2018. – Vol. 40, iss. 4. – Art. 194. – DOI: 10.1007/s40430-018-1135-3.
23. 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 (83). – С. 16–26.
24. Influence of the process parameters on the surface roughness, micro-hardness, and residual stresses in slide burnishing of high-strength aluminum alloys / J.T. Maximov, A.P. Anchev, G.V. Duncheva, N. Ganey, K.F. Selimov // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2017. – Vol. 39. – P. 3067–3078. – DOI: 10.1007/s40430-016-0647-y.
25. *Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I.* Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 217. – P. 327–335. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.023.
26. Электроимпульсное полирование на основе железа, хрома и никеля / Ю.В. Синькевич, В.К. Шелег, И.Н. Янковский, Г.Я. Беляев. – Минск: БНТУ, 2014. – 325 с. – ISBN 978-985-550-516-2.
27. *Savrai R.A., Osintseva A.L.* Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 802. – Art. 140679. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.
28. *Savrai R.A., Kolobylin Yu.M., Volkova E.G.* Micro-mechanical characteristics of the surface layer of metastable austenitic steel after frictional treatment // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122, iss. 8. – P. 800–806. – DOI: 10.1134/S0031918X21080123.
29. *Владимиров В.И.* Физическая природа разрушения материалов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
30. *Смирнов С.В., Швейкин В.П.* Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением. – Екатеринбург: УрО РАН, 2009. – 255 с. – ISBN 973-5-7691-2081-7.
31. *Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбатов В.С.* Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
32. The effect of contact stresses on the phase composition, strength and tribological properties of nanocrystal structures formed in steels and alloys upon sliding friction / L.G. Korshunov, V.A. Shabashov, N.L. Chernenko, V.P. Pilyugin // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2008. – Vol. 50, iss. 11–12. – P. 583–592. – DOI: 10.1007/s11041-009-9103-2.
33. *Jiang W.H., Pinkerton F.E., Atzmon M.* Deformation-induced nanocrystallization: A comparison of two amorphous Al-based alloys // *Journal of Materials Research*. – 2005. – Vol. 20, iss. 3. – P. 696–702. – DOI: 10.1557/JMR.2005.0090.
34. *Mordyuk B.N., Prokopenko G.I.* Ultrasonic impact peening for the surface properties management // *Journal of Sound and Vibration*. – 2007. – Vol. 308. – P. 855–866. – DOI: 10.1016/j.jsv.2007.03.054.
35. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, M.A. Vasylyev, M.O. Iefimov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 458. – P. 253–261. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.
36. Strength of ultrafine-grained corrosion-resistant steels after severe plastic deformation / O.V. Rybal'chenko, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina, G.I. Raab, N.A. Krasilnikov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 244–248. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.03.097.
37. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment / T. Roland, D. Reintant, K. Lu, J. Lu // *Scripta Materialia*. – 2006. – Vol. 54, iss. 11. – P. 1949–1954. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.01.049.
38. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability / T. Roland, D. Reintant, K. Lu, J. Lu // *Materials Science and*

Engineering: A. – 2007. – Vol. 445–446. – P. 281–288. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.041.

39. Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels / V.P. Kuznetsov, A.V. Makarov, S.G. Psakhie, R.A. Savrai, I.Y. Malygina, N.A. Davydova // Physical Mesomechanics. – 2014. – Vol. 17 (4). – P. 250–264. – DOI: 10.1134/S102995991404002X.

40. Korshunov L.G. Structure transformations during friction and wear resistance of austenitic steels // Physics of Metals and Metallography. – 1992. – Vol. 74, iss. 2. – P. 150–162.

41. Heilmann P., Clark W.A., Rigney D.A. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding // Acta Metallurgica. – 1983. – Vol. 31, iss. 8. – P. 1293–1305.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

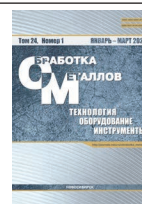
© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Normal force influence on smoothing and hardening of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 surface layer during dry diamond burnishing with spherical indenter

Viktor Kuznetsov^{1, 2, 3, a, *}, Aleksey Makarov^{1, b}, Andrey Skorobogatov^{3, c}, Polina Skorynina^{4, d},
 Sergey Luchko^{1, e}, Vitalij Sirosh^{1, f}, Nikolay Chekan^{5, g}

¹ M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy str., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

³ Federal State Budgetary Institution "National Ilizarov Medical Research Centre for Traumatology and Ortopaedics" Ministry Healthcare, Russian Federation, 6 M. Ulyanova st., Kurgan, 640014, Russian Federation

⁴ Institute of Engineering Science Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

⁵ Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, 10 Akademika Kuprevicha st., Minsk, 220141, Belarus

^a <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>, wpkuzn@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7447-1962>, ufo2log@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>, polina.skorynina@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>, serojaluchko@gmail.com, ^f <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>, sirosh.imp@yandex.ru,

^g <https://orcid.org/0000-0002-3339-9922>, chekan@phti.by

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 December 2021

Revised: 03 January 2022

Accepted: 15 January 2022

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Austenitic steel
 Finish turning
 Diamond burnishing
 Burnishing force
 Roughness
 Microhardness

Funding

The research was supported by the Russian Foundation for Basic Research and the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (Project No. 20-58-00057) and carried out within the state assignments of the Institute of Metal Physics, RAS (Ural Branch) on the topic No. AAAA-A18-118020190116-6 and the Institute of Engineering Science, RAS (Ural Branch) on the topic No. AAAA-A18-118020790148-1.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials"

ABSTRACT

Introduction. Sliding burnishing minimizes roughness and hardens of the steel surface. Quality of the formed surface and strength characteristics of the surface layer are determined by the burnishing speed, force and feed. Due to the danger of the surface micro-destruction during burnishing, the problem of selecting the favorable value of the normal force at a given feed arises. **The current investigation aims** to study the effect of normal force during dry diamond burnishing with a spherical indenter on smoothing the surface microprofile and strain hardening of the 03Cr16Ni15Mo3Ti1 austenitic steel surface layer. **Research methods.** Profilometry, scanning electron microscopy (SEM), microdurometry are used. **Results and discussion.** As the result of dry burnishing of deformation-stable austenitic steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 with a spherical indenter with a 2 mm radius made of natural diamond at a sliding speed of 10 m/min and feed rate of 0.025 mm/rev, it is found that in the investigated variation range of the burnishing normal force (100...200 N) the value of the smoothing coefficient of the initial steel surface microprofile after finish turning is 79...90 %, the greatest smoothing with a decrease in the average roughness parameter R_a from 1.0 to 0.1 μm is achieved at a force of 150 N; during diamond burnishing the initial (after finish turning) surface is hardened by 15...43 % (up to 382...444 HV), as the burnishing force raises from 100 to 175 N, a non-monotonic increase of the average microhardness from 409 to 444 HV 0.05 takes place; burnishing with a load of 175 N forms a gradient-hardened layer with a thickness of 300...350 μm with the appearance of individual microfractures in the form of beadings and micro-cracks on the surface, the maximum hardening is caused by the formation of a highly dispersed surface layer of 30...40 μm thick with a structure of highly dispersed austenite and the corresponding activation of grain-boundary and dislocation strengthening mechanisms. The results can be used when selecting the diamond burnishing parameters of parts made of corrosion-resistant austenitic steels according to the criteria for obtaining low surface roughness without significant microfractures and effective strain hardening of the surface layer.

For citation: Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Skorobogatov A.S., Skorynina P.A., Luchko S.N., Sirosh V.A., Chekan N.M. Normal force influence on smoothing and hardening of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 surface layer during dry diamond burnishing with spherical indenter. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 6–22. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-6-22. (In Russian).

* Corresponding author

Kuznetsov Viktor P., D.Sc. (Engineering), Professor

Ural Federal University

named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira st.,

620002, Ekaterinburg, Russia

Tel.: 8 (982) 422-17-77, e-mail: wpkuzn@mail.ru

References

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 65, iss. 4–6, pp. 39–104. DOI: 10.1016/j.mser.2009.03.001.
2. Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase. *Metals*, 2020, vol. 10, iss. 2, art. 187. DOI: 10.3390/met10020187.
3. Solomon N., Solomon I. Effect of deformation-induced phase transformation on AISI 316 stainless steel corrosion resistance. *Engineering Failure Analysis*, 2017, vol. 79, pp. 865–875. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2017.05.031.
4. Astafurova E.G., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Ratochka I.V., Mishin I.P., Maier G.G., Moskvina V.A., Zakharov G.N., Smirnov A.I., Bataev V.A. Hydrogen embrittlement effects on austenitic stainless steels with ultrafine-grained structure of different morphology. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 22, iss. 4, pp. 313–326. DOI: 10.1134/S1029959919040076.
5. Melnikov E.V., Maier G.G., Moskvina V.A., Astafurova E.G. Vliyanie nasyshcheniya vodorodom na strukturu i mekhanicheskie svoystva austenitnoi stali 01Kh17N13M3 [Influence of hydrogen saturation on the structure and mechanical properties of Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C austenitic steel during rolling at different temperatures]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, iss. 2, pp. 81–97. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97.
6. Sagaradze V.V., Pavlov V.A., Alyabiev V.M., Goshchitskiy B.N., Kozlov A.V., Lapin S.S., Loguntsev Ye.N., Nalesnik V.M., Khakhalkin N.V., Shalaye V.I., Gaydukov M.G., Sergeyev G.A. The influence of intermetallic ageing during irradiation by fast neutrons on void formation in austenitic stainless steels. *Physics of Metals and Metallography*, 1988, vol. 65, iss. 5, pp. 128–135.
7. Sagaradze V.V., Nalesnik V.M., Shejnkman A.G., Bibilashvili Yu.K., Aljab'ev V.M., Barsanov V.I., Kozlov A.V., Lapin S.S., Pavlov V.A., Saraev O.M., Uvarov A.I., Shalae V.I. *Stal'* [Steel]. Patent RF, no. 1807735, 1995.
8. Sagaradze V.V., Nalesnik V.M., Lapin S.S., Aliabiev V.M. Precipitation hardening and radiation damageability of austenitic stainless steels. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, vol. 202, iss. 1–2, pp. 137–144. DOI: 10.1016/0022-3115(93)90036-X.
9. Sagaradze V.V., Lapin S.S. Unconventional approaches to the suppression of irradiation-induced swelling of stainless steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 1997, vol. 83, iss. 4, pp. 417–427.
10. Wang C., Han J., Zhao J., Song Y., Man J., Zhu H., Sun J., Fang L. Enhanced wear resistance of 316 L stainless steel with a nanostructured surface layer prepared by ultrasonic surface rolling. *Coatings*, 2019, vol. 9, iss. 4, art. 276. DOI: 10.3390/coatings9040276.
11. Arifvianto B., Suyitno, Mahardika M. Effects of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a rough surface of AISI 316L stainless steel. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 258, iss. 10, pp. 4538–4543. DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.01.021.
12. Suyitno, Arifvianto B., Widodo T.D., Mahardika M., Dewo P., Salim U.A. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 19, iss. 12, pp. 1093–1099. DOI: 10.1007/s12613-012-0676-1.
13. Makarov A.V., Skorynina P.A., Volkova E.G., Osintseva A.L. Effect of friction treatment on the structure, micromechanical and tribological properties of austenitic steel 03Kh16N14M3T. *Metal Science and Heat Treatment*, 2020, vol. 61, iss. 11–12, pp. 764–768. DOI: 10.1007/s11041-020-00497-1.
14. Makarov A.V., Skorynina P.A., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A. Povyshenie tribologicheskikh svoystv austenitnoi stali 12Kh18N10T nanostrukturiruyushchei friktsionnoi obrabotkoi [Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 4 (69), pp. 80–92. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92.
15. Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 12, pp. 1225–1235. DOI: 10.1134/S0031918X17120092.
16. Kuznetsov V.P., Smolin I.Yu., Dmitriev A.I., Tarasov S.Yu., Gorgots V.G. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 285, pp. 171–178. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045.
17. Sachin B., Narendranath S., Chakradhar D. Analysis of surface hardness and surface roughness in diamond burnishing of 17-4 PH stainless steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 577, art. 012075. DOI: 10.1088/1757-899X/577/1/012075.

18. Grzesik W., Zak K. Characterization of surface integrity produced by sequential dry hard turning and ball burnishing operations. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2014, vol. 136, iss. 3, art. 031017. DOI: 10.1115/1.4026936.

19. Saldaña-Robles A.I., Plascencia-Mora H., Aguilera-Gómez E., Saldaña-Robles Ad., Marquez-Herrera A., Di-
osdado-De la Peña J.A. Influence of ball-burnishing on roughness, hardness and corrosion resistance of AISI 1045
steel. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 339, pp. 191–198. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.013.

20. Chomienne V., Valiorgue F., Rech J., Verdu C. Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH
stainless steel. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2016, vol. 13, pp. 90–96. DOI: 10.1016/j.
cirpj.2015.12.003.

21. Shiou F.-J., Hsu C.-C. Surface finishing of hardened and tempered stainless tool steel using sequential ball
grinding, ball burnishing and ball polishing processes on a machining centre. *Journal of Materials Processing Tech-
nology*, 2008, vol. 205, iss. 1–3, pp. 249–258. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.244.

22. Maximov J.T., Duncheva G.V., Anchev A.P., Ganev N., Amudjev I.M., Dunchev V.P. Effect of slide burnish-
ing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium–nickel steel. *Journal of the Brazilian Society of Me-
chanical Sciences and Engineering*, 2018, vol. 40, iss. 4, art. 194. DOI: 10.1007/s40430-018-1135-3.

23. 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 nerzhavayushchei stali almaznym vy-
glazhivaniem 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 = Strength-
ening Technologies and Coatings*, 2011, no. 11, pp. 16–26.

24. Maximov J.T., Anchev A.P., Duncheva G.V., Ganev N., Selimov K.F. Influence of the process parameters
on the surface roughness, micro-hardness, and residual stresses in slide burnishing of high-strength aluminum al-
loys. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2017, vol. 39, pp. 3067–3078.
DOI: 10.1007/s40430-016-0647-y.

25. Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I. Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability.
Journal of Materials Processing Technology, 2015, vol. 217, pp. 327–335. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.023.

26. Sin'kevich Yu.V., Sheleg V.K., Yankovskii I.N., Belyaev G.Ya. *Elektroimpul'snoe polirovanie na osnove zhe-
leza, khroma i nikelya* [Electric pulse polishing based on iron, chromium and nickel]. Minsk, BNTU Publ., 2014.
325 p. ISBN 978-985-550-516-2.

27. Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact
endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests. *Materials Science and Engineer-
ing: A*, 2021, vol. 802, art. 140679. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.

28. Savrai R.A., Kolobylin Yu.M., Volkova E.G. Micromechanical characteristics of the surface layer of meta-
stable austenitic steel after frictional treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122, iss. 8, pp. 800–
806. DOI: 10.1134/S0031918X21080123.

29. Vladimirov V.I. *Fizicheskaya priroda razrusheniya materialov* [The physical nature of the destruction of
materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 280 p.

30. Smirnov S.V., Shveikin V.P. *Plastichnost' i deformiruemost' uglerodistykh stalei pri obrabotke davleniem*
[Ductility and deformability of carbon steels during pressure treatment]. Ekaterinburg, US RAS Publ., 2009. 255 p.
ISBN 973-5-7691-2081-7.

31. Kragel'skii I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Fundamentals of friction
and wear calculations]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 526 p.

32. Korshunov L.G., Shabashov V.A., Chernenko N.L., Pilyugin V.P. The effect of contact stresses on the phase
composition, strength and tribological properties of nanocrystal structures formed in steels and alloys upon sliding
friction. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, iss. 11–12, pp. 583–592. DOI: 10.1007/s11041-009-
9103-2.

33. Jiang W.H., Pinkerton F.E., Atzmon M. Deformation-induced nanocrystallization: A comparison of two
amorphous Al-based alloys. *Journal of Materials Research*, 2005, vol. 20, iss. 3, pp. 696–702. DOI: 10.1557/
JMR.2005.0090.

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

35. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I., Vasylyev M.A., Iefimov M.O. Effect of structure evolution induced by
ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*,
2007, vol. 458, pp. 253–261. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.

36. Rybal'chenko O.V., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M., Raab G.I., Krasilnikov N.A. Strength of ultrafine-grained corrosion-resistant steels after severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 387–389, pp. 244–248. DOI: 10.1016/j.msea.2004.03.097.

37. Roland T., Retraint D., Lu K., Lu J. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 54, iss. 11, pp. 1949–1954. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.01.049.

38. Roland T., Retraint D., Lu K., Lu J. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 445–446, pp. 281–288. DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.041.

39. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Psakhie S.G., Savrai R.A., Malygina I.Y., Davydova N.A. Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels. *Physical Mesomechanics*, 2014, vol. 17 (4), pp. 250–264. DOI: 10.1134/S102995991404002X.

40. Korshunov L.G. Structure transformations during friction and wear resistance of austenitic steels. *Physics of Metals and Metallography*, 1992, vol. 74, iss. 2, pp. 150–162.

41. Heilmann P., Clark W.A., Rigney D.A. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding. *Acta Metallurgica*, 1983, vol. 31, iss. 8, pp. 1293–1305.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).