УДК 621.787.4

ФИНИШНАЯ ОБРАБОТКА ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ ОДНОПРОХОДНЫМ АЛМАЗНЫМ ВЫГЛАЖИВАНИЕМ НА ТОКАРНО-ФРЕЗЕРНОМ ЦЕНТРЕ ИНСТРУМЕНТОМ С УЗЛОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛИЗАЦИИ

© В.П.Кузнецов[1], А.В.Макаров [2], Р.А.Саврай[2], Н.А.Поздеева [2], И.Ю.Малыгина[2], А.Е.Киряков[1]

[1]*Курганский государственный университет, Курган, Россия;*
[2] *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
E-mail: makarov@imach.uran.ru

Аннотация. *Рассмотрены технологические и материаловедческие аспекты финишной обработки алмазным выглаживанием коррозионностойкой мартенситной стали 20Х13 на токарно-фрезерном центре специальным инструментом с узлом динамической стабилизации. С использованием оптической профилометрии, высокоразрешающей электронной сканирующей микроскопии, микродюрометрии, кинетического индентирования и рентгеновского анализа исследовано влияние силы выглаживания на шероховатость поверхности, структуру, напряженное состояние и микромеханические свойства поверхностных слоев стали.*

Ключевые слова: *коррозионностойкая сталь, алмазное выглаживание, шероховатость поверхности, структура, микромеханические свойства, напряжения*

1. Введение.

Эффективным методом высокопроизводительной финишной обработки функциональных поверхностей прецизионных деталей на токарно-фрезерных центрах является алмазное выглаживание. Как правило, обработку деталей поверхностным пластическим деформированием разделяют на отделочную, отделочно-упрочняющую и упрочняющую, при этом достижение нужного результата регламентируется рабочим усилием, величина которого определяется сближением инструмента и заготовки, пределом текучести обрабатываемого материала и приведенным радиусом кривизны контактирующих поверхностей [1].

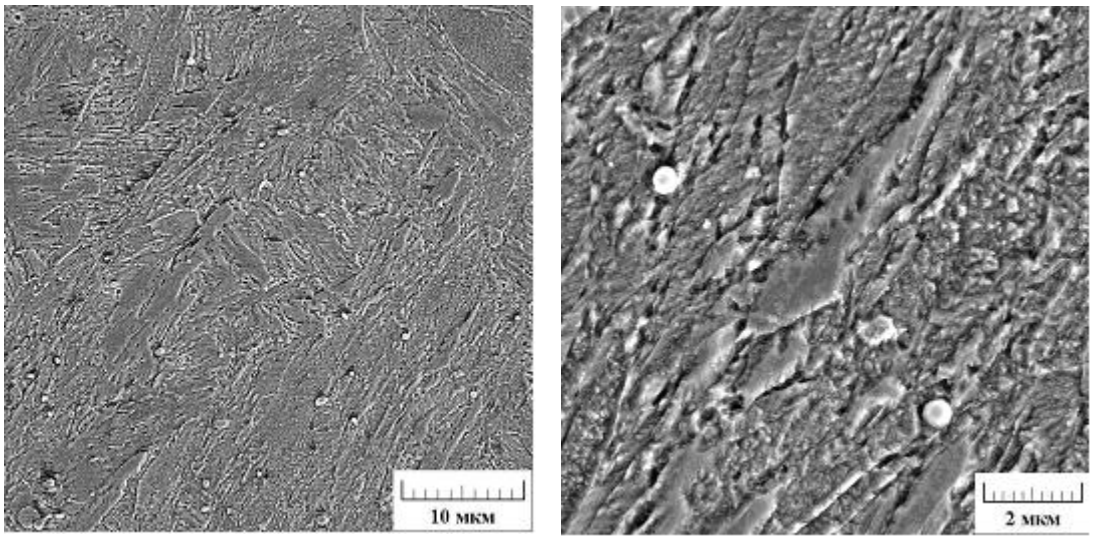
Существенное улучшение качества выглаженных поверхностей высокоточных деталей может быть достигнуто на основе разработки методов моделирования виброустойчивости технологической системы выглаживания и создания специального быстросменного инструмента с узлом динамической стабилизации (УДС) [2, 3]. Однако, как показала практика выглаживания функциональных поверхностей деталей в производственных условиях, общепринятые теоретические подходы и выработанные рекомендации не всегда позволяют управлять качеством поверхностного слоя при финишной обработке деталей выглаживанием на многоцелевых станках инструментом с УДС [4]. В частности, применение инструмента с УДС усложняет задачу определения действительной силы выглаживания и соответствующей ей глубины внедрения индентора инструмента.

Целью работы явилось исследование влияния технологических условий алмазного выглаживания (силы выглаживания) на многоцелевом токарно-фрезерном центре инструментом с УДС на формирование топографии поверхности, структуры, напряженного состояния, микротвердости и других микромеханических свойств поверхностных слоев высокохромистой стали 20Х13, в которой в результате упрочняющей термической обработки была сформирована высокопрочная структура низкоотпущенного мартенсита.

Коррозионностойкие нержавеющие стали подобного типа находят широкое применение при изготовлении ответственных деталей нефтяного и газового оборудования, к качеству поверхностей которых предъявляются повышенные требования.

2. Методика эксперимента.

Исследовали сталь 20Х13 промышленной выплавки, содержащую в мас. %: 0,22 C; 13,06 Cr; 0,17 Ni; 0,28 Mn; 0,30 Si; 0,057 Cu; 0,020 P; 0,008 S; остальное Fe (для определения химического состава стали использовали стационарный спектрометр для анализа металлов SPECTROMAXx). Образцы в виде дисков диаметром 75 мм и толщиной 10 мм из стали в состоянии поставки (отжиг, твердость НВ 150) подвергали термической обработке – закалке от 1050°С в масло с последующим низкотемпературным отпуском при 150°С продолжительностью 2 ч. Температура отпуска 150°С выбрана на том основании, что указанный отпуск, не снижая твердости закаленной стали 20Х13, обеспечивает данной стали максимальный уровень износостойкости [5]. В результате упрочняющей термической обработки твердость стали возросла до НВ 460. В стали была сформирована структура низкоотпущенного пакетного (реечного) мартенсита (рис. 1). В структуре присутствуют также отдельные крупные карбиды ($Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3), нерастворившиеся при нагреве стали под закалку до температуры 1050°С (см. рис. 1).



а **б**

Рис. 1. Исходная микроструктура (электронная сканирующая микроскопия) стали 20Х13 после упрочняющей термической обработки (закалка от 1050°С в масло, отпуск при 150°С)

Диски из термоупрочненной стали подвергали чистовому точению и выглаживанию. Чистовое точение твердосплавной пластиной и финишное выглаживание плоских поверхностей образцов выполняли на токарно-фрезерном центре Multus B300 фирмы OKUMA (Япония). Использовали следующий технологический режим чистового точения: скорость $V_т$=100 м/мин, подача $S_т$=0,1 мм/об. Выглаживание осуществляли инструментом с узлом динамической стабилизации (УДС), защищенным патентом РФ [4, 6]. Наконечник индентора выглаживающего инструмента, изготовленный из натурального алмаза, имел сферическую заточку с радиусом R=4 мм, что позволяет сопоставить полученные результаты с результатами других исследователей [1, 7]. Параметры шероховатости рабочей части индентора на участке площадью 10,0×10,4 мкм составили: среднее арифметическое

отклонение профиля Sa=4,63 нм, среднее квадратическое отклонение профиля Sq=5,66 нм, наибольшая высота профиля St=34,08 нм (рис. 2). Использовали следующие технологические режимы однопроходного выглаживания, соответствующие справочным рекомендациям для исследуемого типа сталей [8]: сила P=230 Н, подача S=0,08 мм/об, скорость V=100 м/мин. Дополнительно проводили обработку с большей силой выглаживания P=340 Н. При выглаживании применяли смазочно-охлаждающую технологическую среду (СОТС).

Микроструктуру и поверхности дисков после точения и выглаживания изучали на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения Tescan Mira 3 LMU с автоэмиссионным катодом Шоттки высокой яркости. Микроструктуру поверхностного слоя исследовали на поперечных шлифах с финишной полировкой на коллоидном кремнии дисперсностью 50 нм. Шероховатость и профили поверхностей дисков после точения и выглаживания изучали с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100.

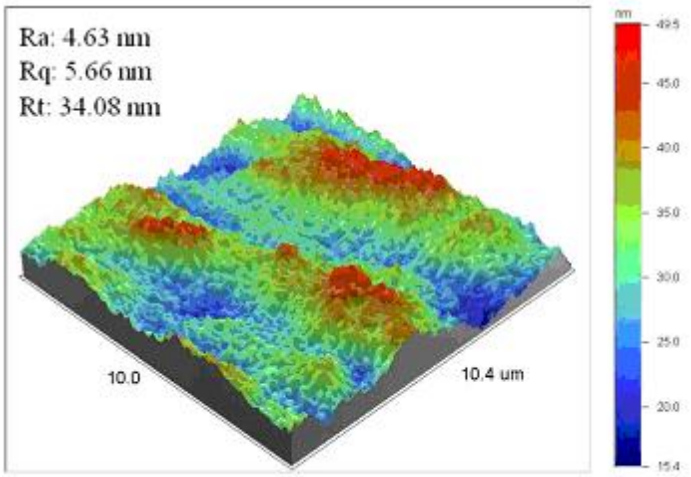


Рис. 2. Трехмерное изображение на оптическом профилометре участка поверхности сферического алмазного индентора с радиусом заточки рабочей части R=4 мм

Микроиндентирование образцов проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при следующих параметрах нагружения: максимальная нагрузка 0,25 Н, время нагружения 5 сек, время выдержки при заданной нагрузке 20 сек, время разгружения 5 сек. Калибровку прибора осуществляли на калибровочной пластине типа BK7. Для каждого состояния проводили по 5-8 индентирований. Согласно стандарту ISO 14577 [9] определяли максимальную глубину вдавливания индентора h_{max} и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки h_p; модуль упругости при вдавливании E_{IT} ($E_{IT}=E/(1-\nu^2)$, где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона); твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и твердость по Мартенсу HM; общую механическую работу вдавливания w_t и работу обратной упругой деформации вдавливания w_e. Определяли также изменение характеристик H_{IT}, HM, w_t, и w_e по глубине поверхностного слоя при последовательном удалении слоев методом электролитического полирования. На основе определенных при индентировании характеристик рассчитывали параметры H_{IT}/E_{IT}, H_{IT}^3/E_{IT}^2 и $(h_{max}-h_p)/h_{max}\times 100\%=R_e$ (упругое восстановление).

Микротвердость определяли на микротвердомере Leica VMHT при скорости нагружения пирамидкой Виккерса 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с как среднее арифметическое из 15-20 измерений. Зависимость микротвердости от глубины внедрения индентора определяли при нагрузках на индентор 0,10; 0,25; 0,49; 0,98; 1,96 Н. Изменение

микротвердости по глубине поверхностного слоя определяли при нагрузке на индентор 0,25 Н при последовательном удалении слоев методом электролитического полирования.

Погрешность измерений микротвердости и характеристик индентирования определяли с доверительной вероятностью p=0,95.

Рентгенографическое исследование выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в CrK_α-излучении. Определяли изменение интегральной ширины B линии (110)α и остаточных напряжений σ по глубине поверхностного слоя при последовательном удалении слоев методом электролитического полирования. Остаточные напряжения рассчитывали методом наклонной съемки по линии (211)α. Глубина анализируемого слоя при съемке линий (110)α и (211)α составляла соответственно 4 и 7 мкм.

3. Результаты и их обсуждение.

3.1. Топография поверхности стали после точения и выглаживания.

Изучение поверхности образцов из термоупрочненной стали 20Х13 показало, что в зависимости от силы выглаживания получено два принципиально различных варианта поверхности (рис. 3-5).

Оптическая профилометрия свидетельствует, что при финишной обработке образцов с силой P=230 Н, рекомендованной для данного типа сталей [8], происходит неполное сглаживание исходной шероховатости с частичным деформированием вершин неровностей (см. рис. 3). При этом как вершины, так и впадины выглаженной поверхности имеют явно выраженные остаточные следы микрогеометрии предыдущего чистового точения. Средний шаг микропрофиля после неполного сглаживания определяется величиной подачи при чистовом точении $S_т$=0,1 мм/об и равен шагу микропрофиля поверхности после точения tт=0,1 мм (см. рис. 3а).

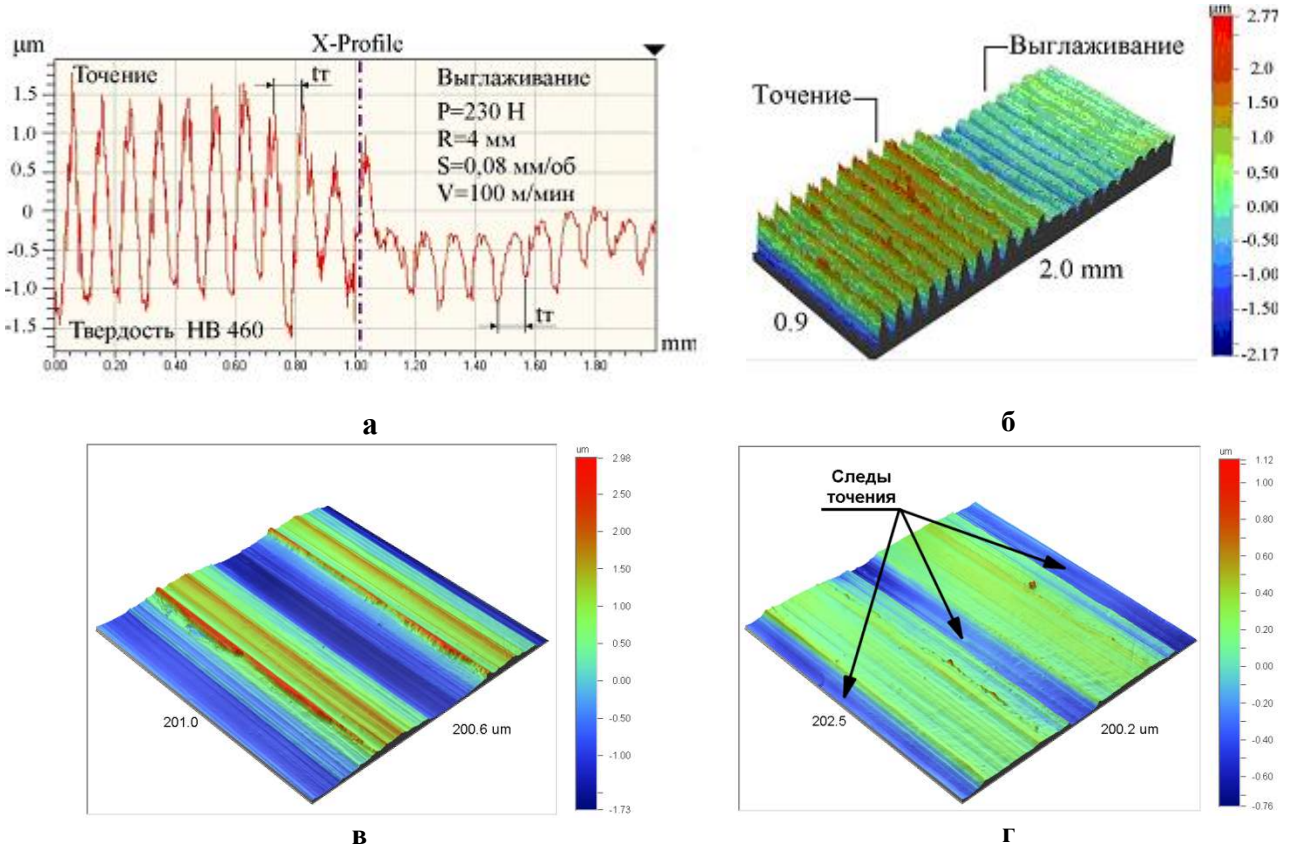
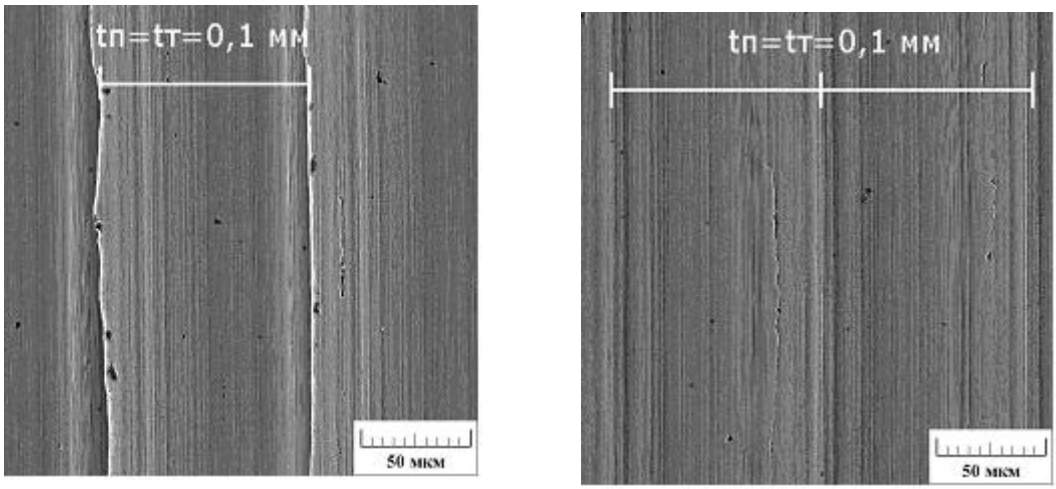


Рис. 3. Профилограмма (а) и трехмерные изображения (б-г) на оптическом профилометре поверхности образца из стали 20Х13 после точения и выглаживания с силой P=230 Н:
tт – шаг микропрофиля поверхности после точения

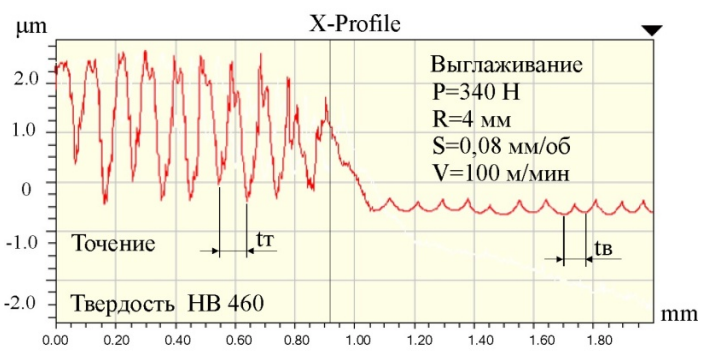
Наглядное представление о характере поверхностей, сформированных чистовым точением и выглаживанием, дают полученные на электронном сканирующем микроскопе при увеличении ×1000 изображения (рис. 4), полностью подтверждающие рассмотренные результаты исследований на оптическом профилометре (см. рис. 3). На изображении выглаженной с силой P=230 Н поверхности видны следы точения, сохранившиеся после финишной обработки (рис. 4б). Очевидно, что такой рельеф выглаженной поверхности приведет к ухудшению ее отражательной способности, а также может нарушить герметичность сопрягаемых деталей.

Полученные на оптическом профилометре изображения поверхности образца, обработанного точением и выглаживанием с силой P=340 Н, приведены на рис. 5. Видно, что увеличение силы выглаживания до P=340 Н позволило полностью сгладить вершины микронеровностей поверхности от предварительного чистового точения. В результате формируется новый рельеф поверхности с шагом микропрофиля tв=0,08 мм, соответствующим величине подачи при выглаживании S=0,08 мм/об (см. рис. 5а). При этом выглаживание не привело к размерным изменениям образца (уровень сформированной выглаживанием новой поверхности находится на уровне впадин от точения).

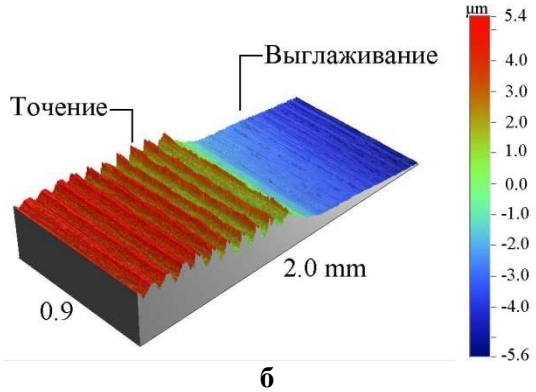


а б

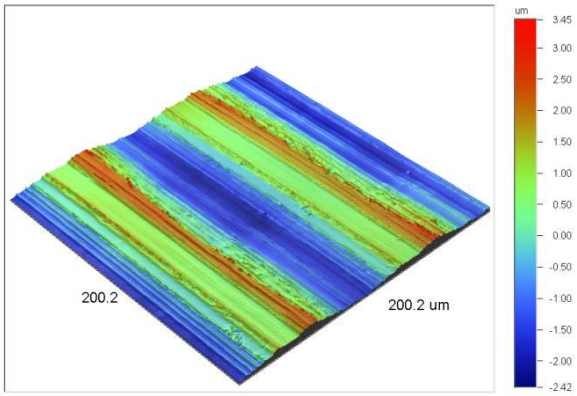
Рис. 4. Изображения на электронном сканирующем микроскопе поверхностей после точения (а) и выглаживания с силой P=230 Н (б): tп – шаг микропрофиля обработанной поверхности;
tт – шаг микропрофиля поверхности после точения



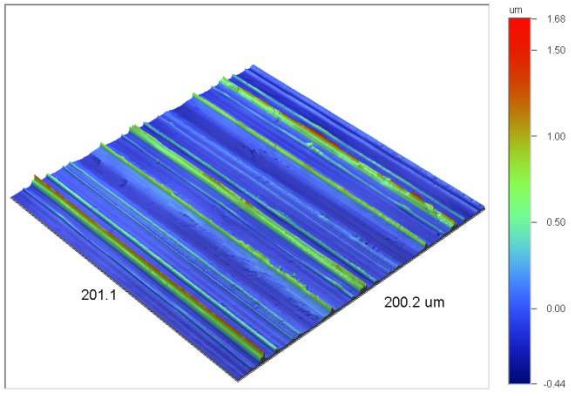
а



б



в



г

Рис. 5. Профилограмма (а) и трехмерные изображения (б-г) на оптическом профилометре поверхности образца из стали 20Х13 после точения и выглаживания с силой Р=340 Н:
tт – шаг микропрофиля поверхности после точения; tв – шаг микропрофиля поверхности после выглаживания

В общем случае среднюю высоту профиля шероховатости при всех методах механической обработки предложено определять равенством [10]:

$$Rz = h_1 + h_2 + h_3 + h_4 ,$$

где h_1, h_2, h_3, h_4 – составляющие профиля шероховатости, обусловленные соответственно геометрией и кинематикой перемещения рабочей части инструмента (h_1), колебаниями инструмента относительно обрабатываемой поверхности (h_2), пластическими деформациями в зоне контакта инструмента и заготовки (h_3) и шероховатостью рабочих поверхностей инструмента (h_4).

Однако на практике комплекс факторов, оказывающих влияние на высоту неровностей выглаженной поверхности, более широк. Высота неровностей зависит от динамических особенностей взаимодействия контактирующих поверхностей в направлении скорости (Y-профиль) и в направлении подачи (X-профиль), вибраций детали, неоднородности обрабатываемого материала, адгезионно-молекулярного взаимодействия контактирующих поверхностей, а также от дефектов шелушения и микрорезания [2, 10, 11].

Проведение обработки поверхностей выглаживанием на динамически жестких станках инструментом с УДС, а также применение в качестве материала рабочей части индентора натурального алмаза (Ra<5 нм – см. рис. 2) позволяют считать составляющие h_2 и h_4 пренебрежимо малыми величинами.

Рассмотренные результаты финишной обработки термоупрочненной стали 20Х13 с силой выглаживания Р=230 Н, когда частично сохранялся рельеф от точения (см. рис. 3, 4), и с силой Р=340 Н, обеспечившей формирование полностью нового рельефа поверхности (см. рис. 5) убедительно показывают, что преимущественное влияние на процесс формирования нового рельефа поверхности выглаживающим инструментом с узлом динамической стабилизации при заданных значениях массы и радиуса заточки рабочей части индентора оказывает сила выглаживания Р, определяющая фактическую глубину внедрения инструмента в зависимости от физико-механических характеристик обрабатываемого материала.

Средние значения параметров шероховатости поверхности образцов, полученные при различных силах выглаживания, приведены в табл. 1.

Таблица 1

Шероховатость поверхности образцов из стали 20Х13 после чистового точения и выглаживания

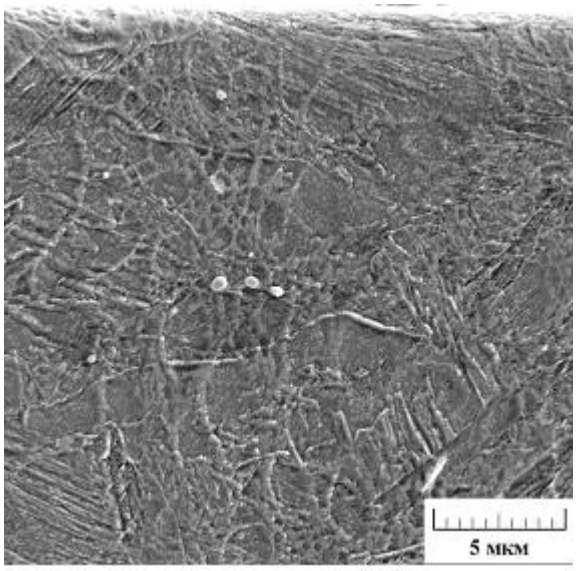
Сила выглаживания P, Н	Параметр шероховатости Ra, мкм	
	Чистовое точение	Выглаживание
230	0,80	0,24
340 (оптимизированная)	1,12	0,09

Результаты табл. 1 показывают, что выглаживание стали с силой P=230 Н дало уменьшение шероховатости в 3,3 раза. В случае же обработки с оптимизированной силой выглаживания (P=340 Н), обеспечивающей формирование новой поверхности, отмечается значительно более существенное снижение шероховатости в результате выглаживания – в 12,4 раза. Причем в последнем случае достигается нанометровый диапазон среднего арифметического отклонения профиля выглаженной поверхности Ra=0,09 мкм=90 нм.

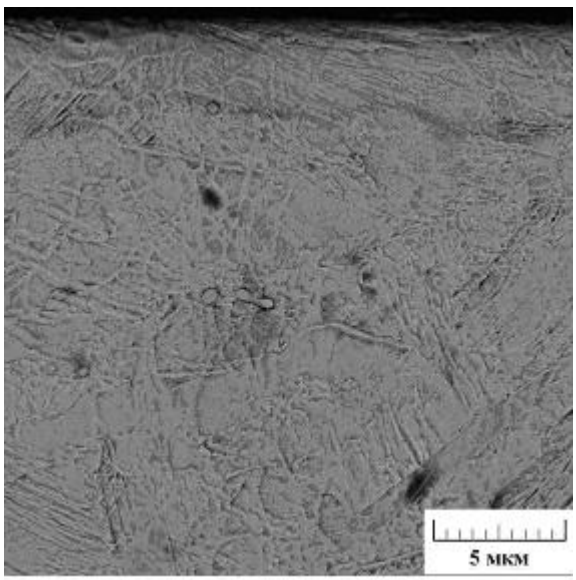
Классический подход к оценке выглаживания с точки зрения уменьшения исходной шероховатости поверхности основан на утверждении, что выглаживание закаленных сталей с оптимальными режимами при шероховатости обрабатываемой поверхности после точения Ra<1,25 мкм дает стабильное уменьшение шероховатости выглаженной поверхности в 4-5 раз [12]. Рассмотренные экспериментальные результаты показывают, что применение оптимизированного режима выглаживания на динамически жестких станках инструментом, оснащенным устройством динамической стабилизации, существенно повышает эффективность этого метода финишной обработки, обеспечивая уменьшение шероховатости термоупрочненной коррозионностойкой стали более чем в 12 раз.

3.2. Структура и сплошность поверхностного слоя стали после выглаживания.

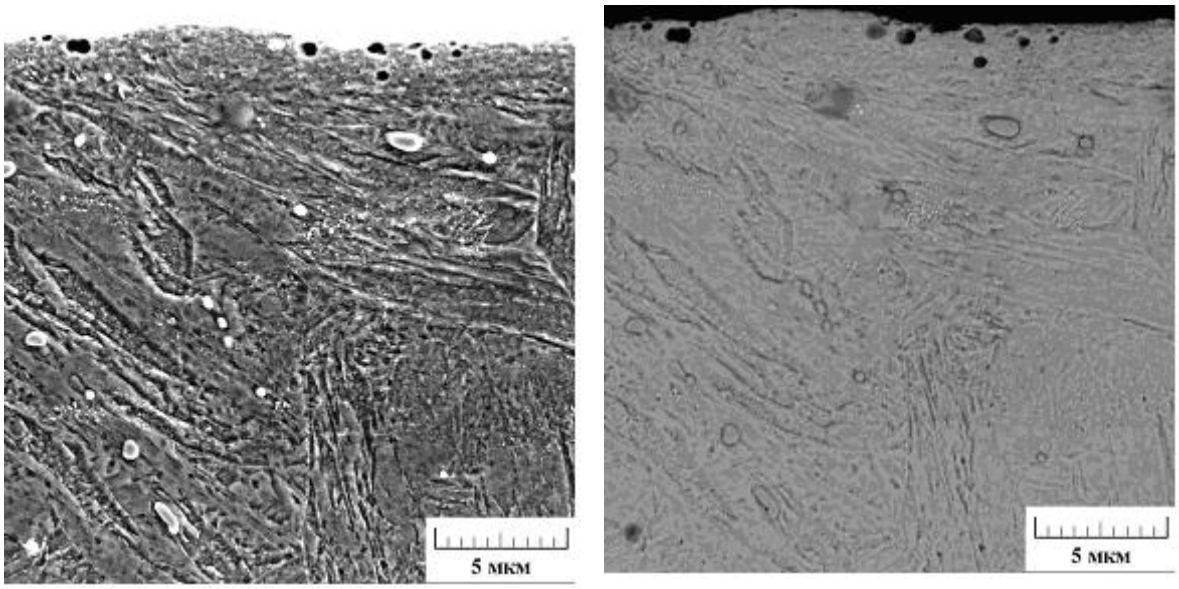
На рис. 6 представлены результаты изучения на высокоразрешающем электронном сканирующем микроскопе поперечных шлифов образцов из стали 20Х13 после различных режимов финишной обработки. Видно, что выглаживание закаленной и отпущенной при 150°С стали с силой P=230 Н, обеспечивающей лишь частичное сглаживание вершин микронеровностей (см. рис. 3, 4), не приводит к существенному измельчению мартенситной структуры поверхностного слоя (рис. 6а). Наблюдаются лишь развороты в направлении действия силы выглаживания мартенситных реек в поверхностном слое толщиной ~4 мкм.



а



б



в г

Рис. 6. Структура во вторичных (а, в) и отраженных (б, г) электронах поверхностного слоя образцов из термоупрочненной стали 20Х13 после выглаживания с силой Р=230 Н (а, б) и Р=340 Н (в, г) (электронная сканирующая микроскопия, поперечный шлиф)

При увеличении силы выглаживания до Р=340 Н, когда достигается полное сглаживание микронеровностей от точения (см. рис. 5), в тонком (2-3 мкм) поверхностном слое высокопрочной низкоотпущенной стали происходит сильное диспергирование металла (рис. 6в). На представленном на рис. 6в изображении со сканирующего микроскопа, полученном во вторичных электронах, в поверхностном слое отчетливо видны округлые темные участки. Съемка в отраженных электронах (рис. 6г), применяемая для выявления несплошностей металла, однозначно доказывает, что рассматриваемые темные участки являются субмикропорами. Линейный размер в плоскости шлифа самых крупных субмикропор не превышает 1 мкм, встречаются также чрезвычайно мелкие (размером ~100 нм) субмикропоры (см. рис. 6г).

Важно отметить, что при выглаживании с силой Р=230 Н подобные субмикропоры в поверхностном слое не возникают, на что указывает отсутствие несплошностей металла вблизи выглаженной поверхности стали при съемке в отраженных электронах (рис. 6б). Этот результат также однозначно доказывает, что наблюдаемое после точения и выглаживания с силой Р=340 Н диспергирование структуры и возникновение субмикропор в подповерхностном слое (см. рис. 6в, г) происходит именно при проведении финишной операции выглаживания, а не при чистовом точении, поскольку указанные изменения структуры и сплошности металла не наблюдаются в подвергнутом точению образце после выглаживания с силой Р=230 Н (см. рис. 6а, б).

Таким образом, обработка выглаживанием образцов термоупрочненной стали 20Х13 с силой Р=340 Н, обеспечивающей формирование новой поверхности, сопровождается не только сильным диспергированием структуры, но и возникновением изолированных субмикропор размером 0,1-1,0 мкм (см. рис. 6в, г). Известно [13], что субмикропоры образуются в процессе затупления субмикротрещин, возникающих в деформируемом металле при блокировке движущихся дислокаций барьерами (включениями, границами зерен, другими линиями скольжения и др.). Рис. 6г показывает, что процессы коалесценции и

последующего объединения субмикропор, очевидно, не получают заметного развития в рассмотренных условиях выглаживания.

3.3. Микромеханические свойства поверхностного слоя стали после точения и выглаживания.

Рис. 7 характеризует микротвердость стали 20Х13 при измерении на микротвердомере Leica VMHT с различными нагрузками на индентор, что позволяет анализировать микротвердость поверхностных слоев разной толщины. Видно, что основной вклад в упрочнение стали 20Х13 с исходной структурой низкоотпущенного мартенсита, микротвердость которой отражают кривые *I* на рис. 7, вносит предварительное чистовое точение (кривые *II*).

Выглаживание (кривые *III*) обеспечивает относительно меньший дополнительный прирост микротвердости поверхности стали. Видно, что если уровни микротвердости стали в исходном состоянии практически не зависят от глубины внедрения индентора (см. рис. 7, кривые *I*), то у стали, подвергнутой точению (кривые *II*) и выглаживанию (кривые *III*), при уменьшении глубины внедрения индентора наблюдается рост микротвердости. Из этого следует, что деформационное упрочнение, обусловленное точением и выглаживанием, максимально непосредственно на поверхности образцов и убывает по мере удаления вглубь металла. Полученный результат согласуется с данными [14, 15], свидетельствующими о достижении наибольших степеней пластической деформации в условиях трения скольжения непосредственно на поверхности материала.

Важно отметить, что после выглаживания с силой P=230 Н (когда отсутствует диспергирование структуры вблизи поверхности – см. рис. 6а) при малых нагрузках на индентор не зафиксировано повышенного упрочнения стали при выглаживании (см. рис. 7а). Напротив, после выглаживания с силой P=340 Н, когда происходит сильное измельчение структуры тонкого поверхностного слоя (см. рис. 6в), при уменьшении глубины внедрения индентора отмечается рост эффективности упрочнения за счет выглаживания по сравнению с упрочнением от точения (см. рис. 7б, кривые *III* и *II*). При этом в результате точения и выглаживания с силой P=340 Н достигаются более высокие максимальные значения микротвердости (HV0,01=835), чем после выглаживания с силой P=230 Н (HV0,01=670).

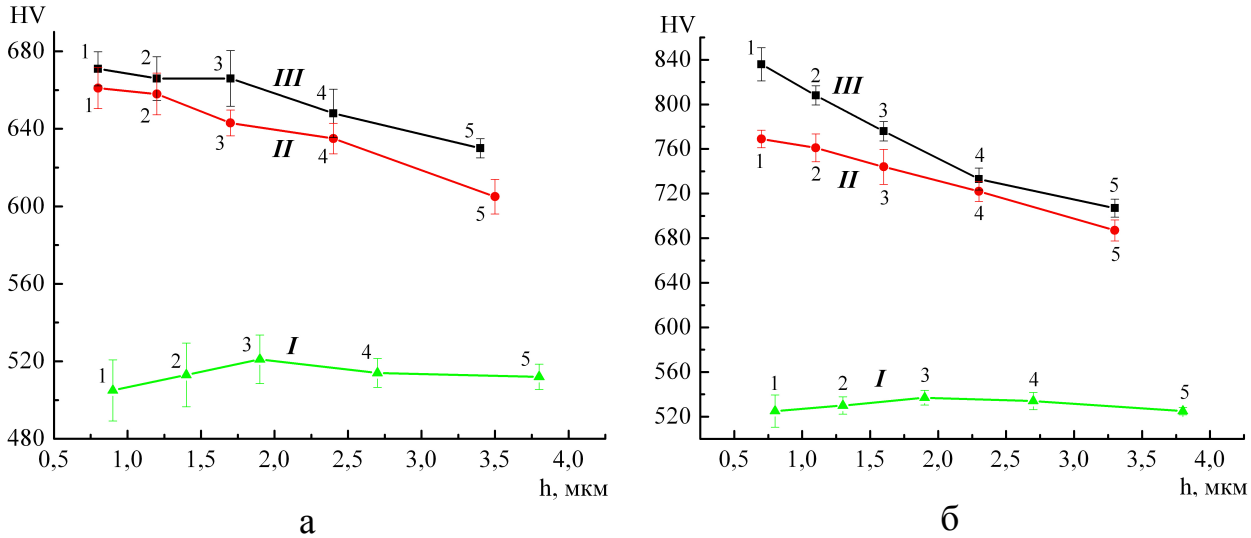


Рис. 7. Зависимости от глубины внедрения h наконечника Виккерса микротвердости HV образцов из термоупрочненной стали 20Х13 в исходном состоянии (*I*), после точения (*II*) и после выглаживания (*III*) с силой P=230 Н (а) и P=340 Н (б). Цифры 1; 2; 3; 4; 5 на графиках соответствуют нагрузкам на индентор 0,10; 0,25; 0,49; 0,98; 1,96 Н

Сравнительный анализ полученных данных с результатами упрочнения низкоуглеродистых сталей при других условиях фрикционного нагружения скользящим индентором или в условиях испытаний на трение скольжения показывает, что рассматриваемое однопроходное алмазное выглаживание не обеспечивает термоупрочненной стали 20Х13 максимально возможного уровня твердости поверхностного слоя. Действительно, фрикционная обработка полусферическими инденторами из твердого сплава ВК-8 и микролита (Al_2O_3) в воздушной или безокислительной (азот, аргон) средах закаленной лазером стали 20 (0,20 % С) и закаленной в масле стали 20ХН3А (0,20 % С) обеспечивает рост микротвердости поверхности до Н=9,4-9,6 ГПа [16, 17]. При испытании на трение скольжение по стальной пластине без смазки микротвердость поверхности закаленной в масле неотпущенной и отпущенной при 200°С стали 20Х13 (0,19 % С) возрастает соответственно до Н=8,8 ГПа и 8,1 ГПа [5]. В рассмотренных случаях микротвердость поверхностей трения определяли при нагрузке на индентор Виккерса 0,49 Н. При измерении с данной нагрузкой 0,49 Н (50 гс) микротвердость на поверхностях выглаживания закаленной и низкоотпущенной (при 150°С) стали 20Х13 (0,22 % С) составила для случаев выглаживания с силами Р=230 и 340 Н соответственно HV0,05=665 (Н=6,5 ГПа) и HV0,05=775 (Н=7,6 ГПа) (см. рис. 7, кривые *III*).

В работе [18] показано, что в накоплении пластической деформации при фрикционной обработке определяющую роль играет сдвиговая компонента деформации и соответственно с увеличением коэффициента трения возрастает величина накопленной деформации в поверхностном слое стали. При рассмотренных условиях фрикционной обработки инденторами из твердого сплава и микролита, а также испытаний на сухое трение скольжения в поверхностном слое низкоуглеродистых сталей создаются значительные сдвиговые деформации (чему способствует относительно высокий коэффициент трения $f \geq 0{,}3\text{-}0{,}5$), реализуется ротационный механизм пластической деформации, приводящий к формированию в поверхностном слое нанокристаллических структур с высоким уровнем твердости [5, 16-20]. В случае же выглаживания поверхности стали 20Х13 индентором из натурального алмаза с малой шероховатостью (Ra<5 нм – см. рис. 2) и применением СОТС вследствие очень низкого коэффициента трения (f<0,1 [21]) не обеспечиваются условия для накопления значительных деформаций в достаточно толстом поверхностном слое. Этим объясняется меньший уровень микротвердости низкоотпущенной стали 20Х13, обработанной алмазным выглаживанием, по сравнению с рассмотренными случаями наноструктурирующей фрикционной обработки и испытаний на адгезионное изнашивание термоупрочненных низкоуглеродистых сталей [5, 16, 17].

На рис. 8 приведены результаты исследования микромеханических и структурных характеристик поверхностных слоев образцов, обработанных чистовым точением и выглаживанием, полученные при послойном удалении металла методом электролитического полирования. Представлено изменение по глубине поверхностного слоя следующих характеристик: микротвердости по Виккерсу HV0,025; твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (пластической твердости), твердости по Мартенсу НМ (учитывающей не только пластическую, но и упругую деформацию), общей механической работа вдавливания W_t (состоящей из работы пластической деформации и работы упругого восстановления, которая совершается при снятии измерительной нагрузки), работы обратной упругой деформации вдавливания W_e (энергии упругой деформации, высвобождаемой при снятии измерительной нагрузки); интегральной ширины В рентгеновской линии (110)α (отражающей степень тетрагональности мартенсита, а также величину плотности дислокаций и микроискажений в α-фазе) и величины остаточных напряжений σ.

Из рис. 8 следует, что независимо от силы выглаживания максимальные уровни прочности (HV0,025, H_{IT}, НМ) и ширины В рентгеновской линии (110)α достигаются непосредственно на поверхности образцов. Однако уровень и глубина упрочнения в значительной степени зависят от режима выглаживания. При увеличении силы выглаживания возрастает не только абсолютный уровень микротвердости на выглаженной поверхности, но и толщина упрочненного слоя, которая достигает h~150 мкм для P=230 Н (см. рис. 8а) и h~250 мкм для увеличенной силы P=340 Н (см. рис. 8б). Это обусловлено диспергированием тонкого поверхностного слоя стали в результате выглаживания с силой P=340 Н (см. рис. 6в), а также распространением в более глубокие слои деформаций, достаточных для развития в низкоотпущенном мартенсите под действием трения процессов деформационного динамического старения.

Деформационное динамическое старение связано со взаимодействием атомов углерода с дислокациями, в результате которого атомы углерода переходят из тетрагональной решетки мартенсита в примесные атмосферы многочисленных дислокаций (возникающих при фрикционного воздействии), обеспечивая их эффективное закрепление и соответствующий рост микротвердости стали [16]. В высокохромистых сталях процессы термического распада мартенсита существенно замедлены, поэтому после отпуска при 150°С тетрагональность мартенсита в стали 20Х13 сохраняется. А в тетрагональном мартенсите процессы деформационного динамического старения или «деформационного отпуска» [22, 23] эффективно протекают даже при небольших степенях пластической деформации, реализуемых на значительном удалении от поверхности.

Свидетельством развития в низкоотпущенном мартенсите стали 20Х13 при выглаживании деформационного динамического старения является наличие выраженного минимума значений В интегральной ширины рентгеновской линии (110)α на глубине от выглаженной поверхности 25-100 мкм для случая выглаживания с силой P=230 Н (см. рис. 8а) и 50-200 мкм для случая выглаживания с силой P=340 Н (см. рис. 8б). Наблюдаемые на рис. 8 изменения ширины В по глубине поверхностного слоя отражают два конкурирующих процесса, протекающих в тетрагональном низкоотпущенном мартенсите при выглаживании и оказывающих противоположное влияние на ширину рентгеновской линии: снижение тетрагональности мартенсита в результате деформационного динамического старения и рост дефектности структуры при деформации (наклепе). Минимальным значениям В в слое на глубине 25-100 мкм (P=230 Н) и 50-200 мкм (P=340 Н) соответствует преобладающий вклад в ширину линии от снижения тетрагональности мартенсита. При приближении к поверхности выглаживания значения ширины линии резко повышаются (см. рис. 8) вследствие преобладающего влияния роста дефектности и микроискажений в α-фазе.

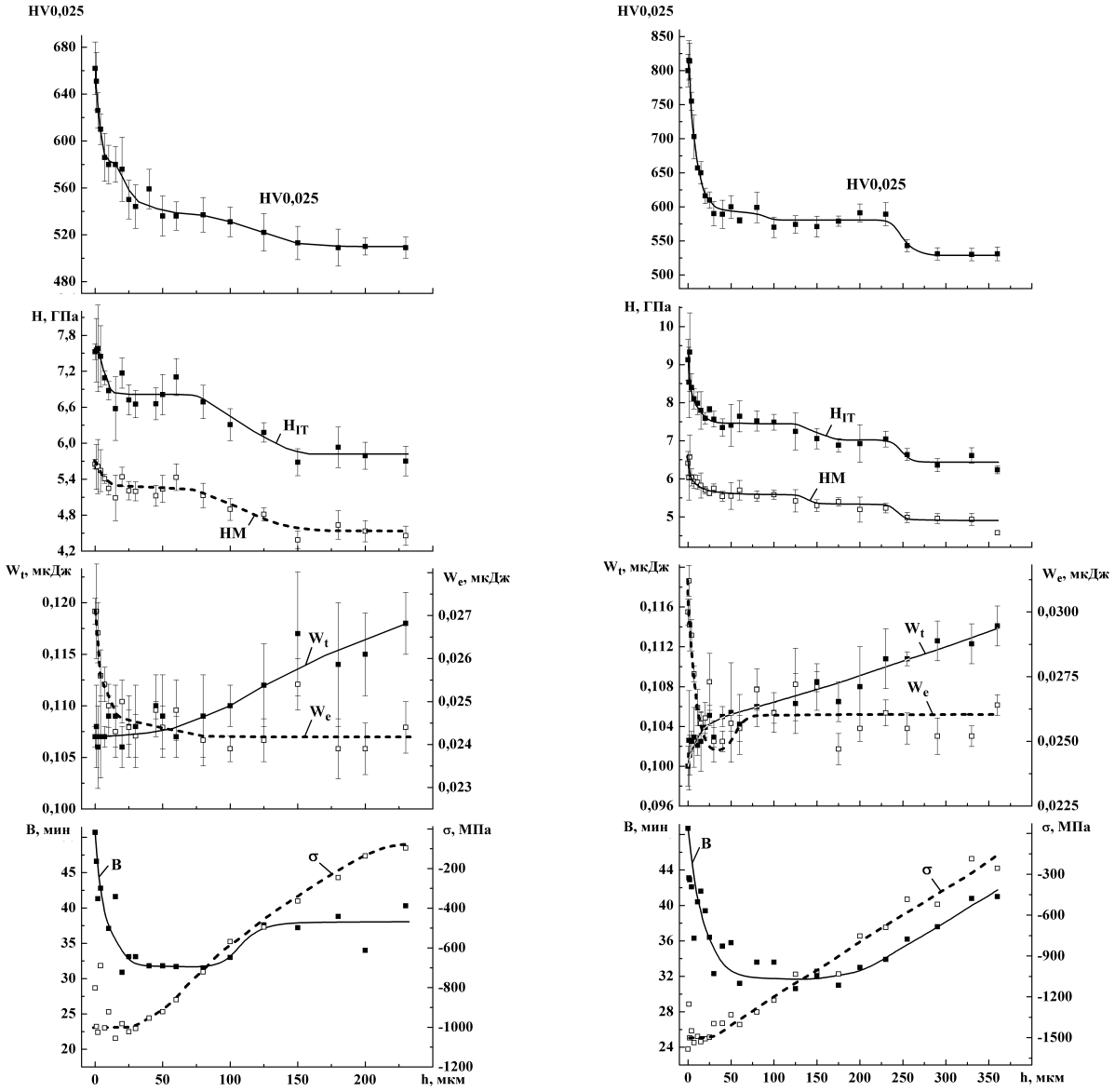


Рис. 8. Изменение микротвердости по Виккерсу HV0,025, твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT}, твердости по Мартенсу HM, общей механической работы вдавливания W_t, работы обратной упругой деформации вдавливания W_e, интегральной ширины B рентгеновской линии (110)α и остаточных напряжений σ по глубине h поверхностного слоя образцов из термоупрочненной стали 20Х13 после выглаживания с силой P=230 Н (а) и P=340 Н (б)

Таким образом, упрочнение поверхностного слоя стали 20Х13 при выглаживании обусловлено диспергированием тонкого (2-3 мкм) приповерхностного слоя (при обработке с силой P=340 Н) и ростом дефектности кристаллического строения (плотности дислокаций). Эффективному закреплению дислокаций способствует протекание в тетрагональном мартенсите при выглаживании деформационного динамического старения, обеспечивающего низкоотпущенной стали высокие уровни прочности поверхности и глубины упрочненного слоя.

Рассмотрим, как изменяются по глубине поверхностного слоя после выглаживания работа обратной упругой деформации вдавливания w_e и общая механическая работа вдавливания w_t. Из рис. 8 видно, что на упрочненной поверхности образцов величина w_e принимает максимальные значения, а величина w_t, напротив, – минимальные значения. При

удалении от упрочненной поверхности вглубь металла происходит снижение величины w_e и рост величины w_t.

Наличие максимальных значений обратной упругой деформации вдавливания w_e на поверхности обусловлены тем, что величина w_e зависит от отношения твердости (которая выше на выглаженной поверхности) к модулю упругости материала: чем значительнее это отношение, тем больше упругое восстановление [24], и соответственно, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию (тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки).

Наблюдаемый характер изменения величины w_t обусловлен тем, что упрочненный поверхностный слой обладает меньшей пластичностью по сравнению с основным металлом, меньше деформируется, и соответственно, общая механическая работа вдавливания w_t меньше, чем у более пластичной основы.

Рис. 8 показывает также, что в результате выглаживания в поверхностном слое образцов из стали 20Х13, подвергнутой закалке и отпуску при 150°С, формируются остаточные сжимающие напряжения, максимальные уровни которых достигаются непосредственно на упрочненных поверхностях и составляют σ=−1000 и −1500 МПа у образцов после выглаживания соответственно с силами P=230 и 340 Н. Близкие к максимальному уровни сжимающих напряжений сохраняются до глубины 25-75 мкм и снижается лишь при дальнейшем удалении вглубь металла (см. рис. 8).

В настоящее время на основе определяемых при индентировании характеристик используется ряд параметров, а именно отношение твердости H к модулю упругости (модулю Юнга) E, отношение H^3/E^2 и отношение разности максимальной h_{max} и остаточной h_p глубины внедрения индентора к максимальной глубине h_{max}, называемое также упругим восстановлением $R_e=(h_{max}-h_p)/h_{max}\times100\%$, характеризующих способность материала сопротивляться разрушению [25-29]. Отношение H/E характеризует способность к сопротивлению упругой деформации разрушения, и также используется для характеристики износостойкости [25, 26]. Отношение H^3/E^2 является качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации [27, 28]. Чем больше величины H/E, H^3/E^2 и R_e, тем выше способность материалов сопротивляться разрушению. Рассмотренный подход использования индентирования как метода оценки сопротивления разрушению, используется главным образом для твердых и сверхтвердых покрытий [26-29]. Представляет интерес применить данный подход к алмазному выглаживанию стальных поверхностей.

В табл. 2 приведены результаты микроиндентирования и рассчитанные на их основе параметры R_e, H_{IT}/E_{IT} и H_{IT}^3/E_{IT}^2, характеризующие способность исследуемой термоупрочненной стали 20Х13 сопротивляться разрушению в исходном состоянии (до обработки точением и выглаживанием) и после финишного выглаживания.

Видно, что при микроиндентировании выглаженных поверхностей значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p заметно ниже, чем при нагружении стали в исходном структурном состоянии (см. табл. 2). В результате упругое восстановление R_e возрастает в 1,25 раза при выглаживании с силой P=340 Н, когда формируется новый рельеф поверхности (см. рис. 5) и происходит диспергирование структуры тонкого поверхностного слоя (см. рис. 6в). В случае же выглаживания с силой P=230 Н, недостаточной для полного сглаживания микронеровностей точения (см. рис. 3) и диспергирования структуры поверхностного слоя (см. рис. 6а), увеличение параметра R_e составляет лишь 1,04 раза. Последний результат убедительно показывает, что чистовое точение (даже с последующим выглаживанием с силой P=230 Н) не приводит к ощутимому росту упругого восстановления R_e по сравнению с исходным недеформированным состоянием стали и заметное повышение параметра R_e происходит лишь в процессе

выглаживания по режиму с силой P=340 Н, диспергирующему тонкий поверхностный слой стали.

Таблица 2

Результаты микроиндентирования при нагрузке на индентор 0,25 Н образцов из стали 20Х13 в исходном состоянии после термической обработки и после выглаживания с силой P

№ п/п	Состояние образца	P, Н	h_{max}, мкм	h_p, мкм	H_{IT}, ГПа	E_{IT}, ГПа	R_e, %	H_{IT}/E_{IT}	H_{IT}^3/E_{IT}^2, ГПа
1	исходное	-	1,46±0,04	1,16±0,05	5,7±0,3	220±4	20,5	0,026	0,0038
	выглаживание	230	1,31±0,02	1,03±0,02	7,5±0,2	221±5	21,4	0,034	0,0087
2	исходное	-	1,42±0,02	1,13±0,02	6,2±0,2	224±3	20,4	0,028	0,0047
	выглаживание	340	1,22±0,04	0,91±0,05	9,1±0,6	221±5	25,4	0,041	0,0156

Примечание: h_{max} – максимальная глубина вдавливания индентора; h_p – остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки; H_{IT} – твердость вдавливания; E_{IT} – модуль вдавливания; $R_e=(h_{max}-h_p)/h_{max}\times100\%$ – упругое восстановление; H_{IT}/E_{IT} – характеристика сопротивления материала упругой деформации разрушения; H_{IT}^3/E_{IT}^2 – характеристика сопротивления материала пластической деформации

Анализ данных табл. 2 показывает, что по сравнению с исходным недеформированным состоянием точение и выглаживание с силами P=230 и 340 Н приводят к повышению твердости вдавливания H_{IT} в 1,3 и 1,5 раза соответственно. В результате совместного действия точения и выглаживания наблюдается также заметное увеличение отношений H_{IT}/E_{IT} и H_{IT}^3/E_{IT}^2, обусловленное повышением твердости вдавливания H_{IT} на выглаженных поверхностях (поскольку значения E_{IT} остаются практически неизменными). Рост отношения H_{IT}/E_{IT}, характеризующего способность сопротивляться упругой деформации разрушения, составляет 1,3 и 1,5 раза после выглаживания с нагрузками соответственно P=230 и 340 Н. Величина отношения H_{IT}^3/E_{IT}^2, характеризующего сопротивление поверхности пластической деформации, возрастает в 2,3 раза при выглаживании с силой P=230 Н и в 3,3 раза при выглаживании с силой P=340 Н по сравнению с исходными недеформированными состояниями (см. табл. 2).

Максимальными абсолютными значениями H_{IT}/E_{IT}=0,041, H_{IT}^3/E_{IT}^2=0,0156 ГПа, R_e=25,4 % и соответственно наибольшим сопротивлением пластической деформации и упругой деформации разрушения обладает поверхность закаленной и отпущенной при 150°С стали после выглаживания с силой P=340 Н (см. табл. 2), обеспечивающей полное сглаживание микронеровностей точения и формирование нового рельефа поверхности (см. рис. 5) с сильным диспергированием тонкого (2-3 мкм) поверхностного слоя (см. рис. 6в).

4. Заключение.

Применение инструмента с узлом динамической стабилизации на современных токарно-фрезерных центрах обеспечивает 12-кратное уменьшение шероховатости (до Ra=0,09 мкм) поверхности термоупрочненной (закалкой с низким отпуском при 150°С) корозионностойкой стали 20Х13 при однопроходном алмазном выглаживании с силой, достаточной для формирование нового рельефа поверхности.

При полном сглаживании исходной шероховатости точения происходит сильное диспергирование тонкого (2-3 мкм) поверхностного слоя мартенситной стали с возникновением в указанном слое изолированных субмикропор размером 0,1-1,0 мкм.

Подобный диспергированный поверхностный слой с наличием субмикропор не возникает при неполном сглаживании исходной шероховатости.

В результате совместного действия чистового точения и оптимизированного выглаживания достигается рост микротвердости поверхности термоупрочненной стали 20Х13 от HV0,01=525 до HV0,01=835, обусловленный диспергированием тонкого приповерхностного слоя и ростом дефектности кристаллического строения (плотности дислокаций). Эффективному закреплению дислокаций (и, соответственно, росту их плотности) способствует протекание в тетрагональном мартенсите при выглаживании деформационного динамического старения, обеспечивающего низкоотпущенной стали глубину упрочненного слоя 150-250 мкм.

Выглаживание приводит к возникновению на поверхности стали высокого уровня (до –1000…–1500 МПа) благоприятных остаточных сжимающих напряжений.

Выглаживание с формированием нового рельефа и сильным диспергированнием структуры поверхностного слоя обеспечивает наиболее существенный рост сопротивления упругой деформации разрушения и пластической деформации. При финишной обработке с неполным сглаживанием микронеровностей от точения достигаются меньшие значения прочностных характеристик, глубины упрочнения, сжимающих напряжений и образуется более грубая шероховатая поверхность по сравнению с выглаживанием, формирующим новый профиль поверхности закаленной стали.

Таким образом, однопроходное алмазное выглаживание мартенситной нержавеющей стали с применением специального инструмента с узлом динамической стабилизации и обоснованным назначением технологических режимов при многоцелевой обработке высокоточных деталей на токарно-фрезерных центрах позволяет решить комплексную задачу достижения нанометрового диапазона среднего арифметического отклонения профиля Ra выглаженных поверхностей с эффективным упрочнением и повышением сопротивления поверхностного слоя разрушающим деформациям, а также формированием в нем высоких остаточных сжимающих напряжений.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта № 09-Т-1-1002 по программе ОЭММПУ РАН №13 и гранта РФФИ № 11-08-01025-а.

Авторы также выражают благодарность компании ЗАО "Экситон Аналитик" за предоставленную возможность выполнить исследования на сканирующем электронном микроскопе "TESCAN Mira 3 LMU".

Литература

1. Суслов А.Г., Гуров Р.В., Тишевских Е.С. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия. –2008. – № 9. – С. 20-21.
2. Кузнецов В.П. Имитационное моделирование влияния параметров технологической системы на виброустойчивость выглаживания поверхностей деталей // Металлообработка. –2010. – № 1. – С. 7-16.
3. Кузнецов В.П., Горгоц В.Г., Дмитриева О.В. Инновационные инструмент и технологии финишной обработки прецизионных поверхностей деталей на токарно-фрезерных центрах. Наукоемкие технологии в машиностроении // Материалы научно-практической конференции (г. Ишимбай, 14-15 мая 2010 г.). – Уфа: УГАТУ, 2010. – С. 3-37.
4. Кузнецов В.П. Методика определения параметров инструмента для упругого выглаживания деталей на основе моделирования нелинейной динамики процесса // Машиностроение и инженерное образование. – 2009. – № 3(20). – С. 18-26.

5. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливцев В.М., Черненко Н.Л. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя азотсодержащих высокохромистых сталей мартенситного класса при абразивном воздействии и трении скольжения // Физика металлов и металловедение. – 1998. – Т. 86, № 4. – С. 104-114.
6. Патент на полезную модель № 62554 (РФ). / Горгоц В.Г., Кузнецов В.П., Губанов В.Ф. Выглаживатель. – Опубликовано в БИПМ. – 2007. – №12.
7. Korzynski M. Modeling and experimental validation jf the force-surface roughness relation for smoothing burnishing with a spherical tool // Int. J. of Machine Tools & Manufacture. – 2007. – V. 47. – P. 1956-1964.
8. Кугультинов С.Д., Ковальчук А.К., Портнов И.Н. Технология обработки конструкционных материалов: Учебник для вузов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 672 с.
9. ISO 14577-1:2002. Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method.
10. Суслов А.Г., Дальский А.М. Научные основы технологии машиностроения. – М.: Машиностроение, 2002. – 684 с.
11. Ковалев А.П. Оценка предельных режимов алмазного выглаживания с учетом физико-механических свойств поверхностного слоя // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – № 9. – С. 34-38.
12. Одинцов Л.Г. Финишная обработка деталей алмазным выглаживанием и вибровыглаживанием. – М.: Машиностроение, 1981. – 160 с.
13. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения материалов. – М.: Металлургия, 1984. – 284 с.
14. Dautzenberg J.H., Zaat J.H. Quantitative determination of deformation by sliding wear // Wear. – 1973. – V. 23, No. 1. – P. 9-19.
15. Heilmann P., Clark W.A., Rigney D.A. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding // Acta Metallurgica. – 1983. – V. 31, No. 8. – P. 1293-1305.
16. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия ВУЗов. Физика. – 2004. – № 8. – С. 65-80.
17. Макаров А.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. Повышение микротвердости и теплостойкости низкоуглеродистых сплавов железа при наноструктурировании поверхности фрикционной обработкой // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 5. – С. 32-38.
18. 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. – V. 205, Is. 3. – P. 841-852.
19. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б., Куренных Т.Е., Саврай Р.А. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110, № 5. – С. 530-544.
20. Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Саврай Р.А., Коршунов Л.Г., Коган Л.Х., Солодова И.Л. Влияние упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска на структуру, твердость и вихретоковые характеристики закаленных конструкционных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 4. – С. 26-33.
21. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Роговая С.А. Оптимизация технологических условий фрикционной наноструктурирующей обработки стальных

поверхностей // Сборник материалов IV Всероссийской конференции по наноматериалам НАНО-2011 (Москва, 01-04 марта 2011 г.). – М: ИМЕТ РАН, 2011. – С. 327.
22. Wilson D.V. Effects of plastic deformation on carbide precipitation in steel // Acta Metallurgica. – 1957. – V. 5, No. 6. – P. 293-302.
23. Kalish D., Kohen M. Structural changes and strengthening in the strain tempering of martensite // Materials Science and Engineering. – 1970. – V. 6, No. 3. – P. 156-166.
24. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. – 1992. – V. 7, No. 6. – P. 1564-1583.
25. Cheng Y.T., Cheng C.M.. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. – 1998. – V. 73, No. 5. – P. 614-618.
26. Leyland A., Matthews A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behavior // Wear. – 2000. – V. 246. – P. 1-11.
27. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. – 2003. – V. 174-175. – P. 725-731.
28. Leyland A., Matthews A. Design criteria for wear-resistant nanostructured and glassy-metal coatings // Surface and Coatings Technology. – 2004. – V. 177-178. – P. 317-324.
29. Штанский Д.В., Кулинич С.А., Левашов Е.А., Moore J.J. Особенности структуры и физико-механических свойств наноструктурных тонких пленок // Физика твердого тела. – 2003. – Т. 45, В. 6. – С. 1122-1129.

Поступила: 30.03.11.