

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.1:539.538:539.25

МЕТАЛЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ

© 2019 г. А. В. Макаров^{a, b, c, *}, Л. Г. Коршунов^a

^aИнститут физики металлов УрО РАН, 620108 Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

^bИнститут машиноведения УрО РАН, 620049 Россия, Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34

^cУральский федеральный университет, 620002 Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19

*e-mail: av-mak@yandex.ru

Поступила в редакцию 23.04.2018 г.

После доработки 13.07.2018 г.

Принята к публикации 17.07.2018 г.

Рассмотрены материаловедческие аспекты фрикционной обработки (ФО) сталей мартенситного и аустенитного классов скользящими инденторами: механизмы наноструктурирования сплавов железа при ФО в условиях трения скольжения; упрочнение, сопротивление термическому разупрочнению, износостойкость и механические характеристики сталей, подвергнутых фрикционной и комбинированным деформационно-термическим обработкам; перспективы использования наноструктурирующей ФО в инновационных технологиях.

Ключевые слова: сталь, фрикционная обработка, наноструктурирование, упрочнение, теплостойкость, износостойкость, микроиндентирование

DOI: 10.1134/S0015323018120124

ВВЕДЕНИЕ

Разрушение большинства изделий машиностроения начинается с их поверхности, подвергаемой изнашиванию, коррозии, механическим нагрузкам и высоким температурам. По мере развития технологий и перехода от макромасштабных к микро- и наномасштабным уровням рассмотрения структуры и свойств материалов роль поверхности многократно возрастает [1]. Важнейшие свойства металлов и сплавов могут быть существенно улучшены за счет их поверхностного наноструктурирования с использованием способов интенсивного поверхностного пластического деформирования: ультразвуковыми обработками колеблющимся инструментом [2], дробью [3] или шариками в вакууме [4]; дробеструйной обработкой [5], обработкой падающими под действием силы тяжести или летящими из пневматической пушки шарами [6]; бомбардировкой стальными частицами в скоростном воздушном потоке [7], фрикционными [8–10] и другими обработками.

В настоящей обзорной статье, основанной преимущественно на исследованиях авторов, рассмотрены материаловедческие аспекты фрикционной обработки (ФО) сталей в условиях трения скольжения, исключающих заметный нагрев поверхности и формирующих в зоне фрикционного контакта особое напряженное состояние, определяющее уникальные свойства формируемых нанокристаллических структур (НКС) [11–16]. Обра-

ботка проводится скользящими инденторами различной формы (рис. 1) из твердых материалов (W–Co-сплав, кубический нитрид бора, Al₂O₃, инструментальная сталь, синтетический алмаз) и в условиях испытаний по схеме “палец–пластина” [14].

Рассматриваемая ФО отличается от других видов фрикционно-упрочняющих и механических обработок, связанных с нагревом или изменением химического состава обрабатываемой поверхности, таких как: скоростные (40–80 м/с) ФО быстровращающимся диском [17], ФО с перемещением заглубленным вращающимся инструментом [18], интенсивная пластическая деформация трением в условиях значительного (500°C) фрикционного нагрева [19], механическая обработка при особых режимах резания [20] и сверления [21], финишная антифрикционная безабра-

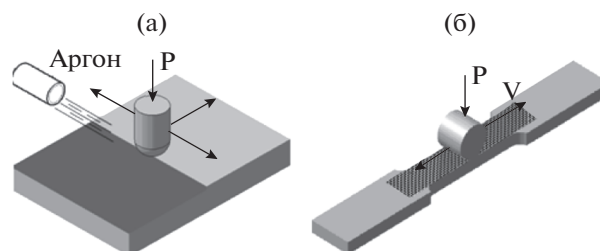


Рис. 1. Схемы ФО сферическим (а) и цилиндрическим (б) скользящими инденторами.

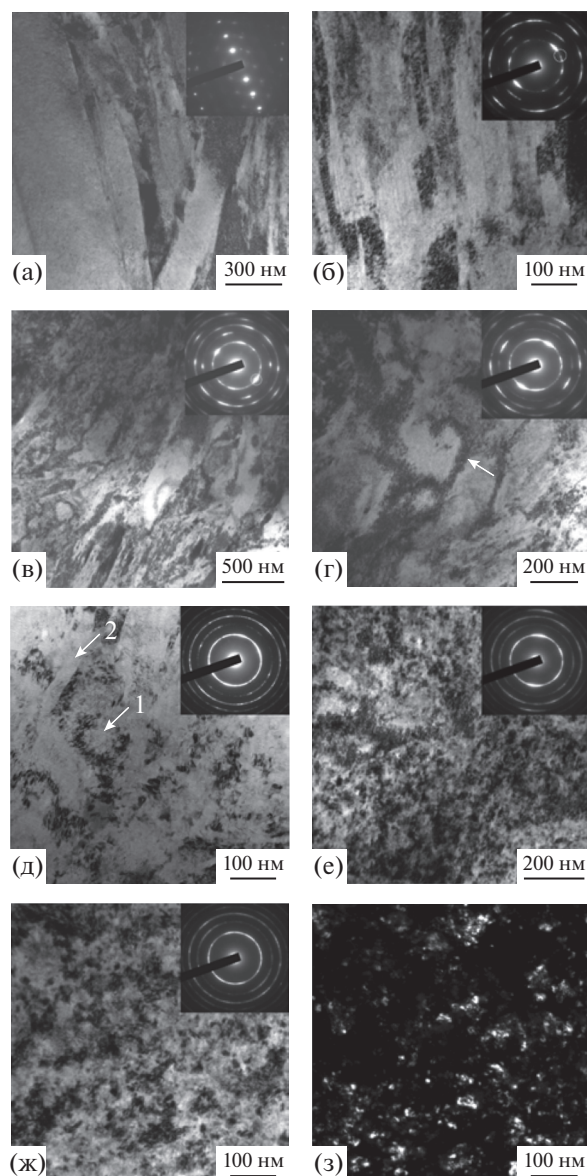


Рис. 2. Структура стали 80C4 (0.85% C; 4.20% Si) после закалки от 870°C в воде и обработки холодом при -196°C (а) и последующей ФО (б–з): а–ж – светлопольные изображения; з – темнопольное изображение в рефлексе (110)_α.

живная обработка (ФАБО) [22] и ударно-фрикционная обработка металлическими щетками [23], при которых на поверхности наносятся металлические покрытия.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Формирование НКС на поверхности трения скольжения металлических материалов происходит естественным путем и обусловлено специфической напряженным состоянием, возникающего в

зоне фрикционного контакта [11, 13]. Микрообъемы металла поверхностного слоя трущихся тел подвергаются воздействию внешних контактных сдвиговых, а также последовательно сменяющих друг друга сжимающих и растягивающих напряжений. Перед фронтом каждой движущейся твердой микронеровности, внедренной в поверхность контртела, возникает зона сжимающих напряжений, где металл деформируется в условиях сдвига под давлением, а контактные сжимающие напряжения приблизительно равны микротвердости на поверхностях трения и для сплавов железа и сталей составляют 5.0–13.0 ГПа [14]. Столь высокие сжимающие напряжения препятствуют образованию и развитию микротрещин. Это создает условия для реализации в слое толщиной 1–10 мкм экстремально больших величин пластической деформации, достижимых лишь в условиях действия ротационного механизма пластичности. Данный механизм предполагает возможность разворотов (проскальзывания) ультрадисперсных фрагментов преимущественно вокруг оси, перпендикулярной направлению трения и параллельной поверхности трения [24]. В развитии ротационной пластичности, которая и обуславливает в конечном итоге формирование НКС трения, важную роль играют дисклинационная природа возникающих в процессе трения структур [25], процессы движения частичных дисклинаций, приводящие к ротациям нанозерен.

С представлениями о напряженном состоянии, инициируемом отдельной микронеровностью в поверхностном слое сопряженного тела (микроскопический масштабный уровень) [11, 13], хорошо согласуются результаты математического моделирования процесса деформирования металла скользким индентором (макроскопический масштабный уровень) [26]. Значительные сжимающие напряжения возникают перед движущимся индентором, а также в зоне фрикционного контакта. Именно в этой зоне происходит интенсивное накопление пластической деформации, наибольший вклад в величину которой вносит сдвиговая компонента, превышающая в несколько раз линейные деформации. Наряду с реализацией условий, близких к сдвигу под давлением, другим важнейшим условием формирования НКС в металлах является неомогенная деформация с наличием резкого градиента [21]. Согласно экспериментально подтвержденным результатам конечно-элементного моделирования [26, 27], ФО обеспечивает значительный уровень сдвиговых деформаций с резким градиентом по глубине поверхностного слоя и, следовательно, создает предпосылки для формирования высокодисперсного (вплоть до нанокристаллического) структурного состояния.

На рис. 2 представлен процесс формирования НКС при ФО сферическим твердосплавным ин-

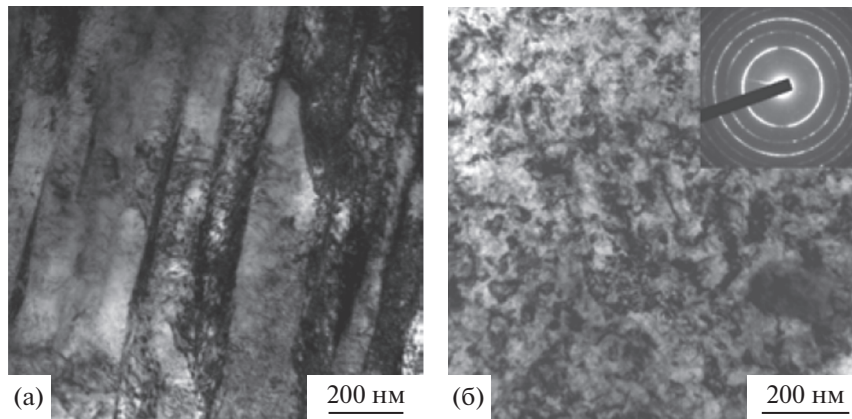


Рис. 3. Структура стали 20 (0.20% С) после лазерной закалки (а) и последующей ФО (б): светлопольные изображения.

дентором (см. рис. 1а) закаленной высокоуглеродистой стали 80С4 с исходной структурой пластинчатого мартенсита (рис. 2а) и твердостью $64HRC_3$. Просвечивающая электронная микроскопия позволяет детально проследить последовательный процесс эволюции структуры по глубине тонкого поверхностного слоя по мере приближения к поверхности трения (рис. 2б–2з). На начальных стадиях деформации наблюдается фрагментация (разориентировка отдельных участков) мартенситных пластин (рис. 2б), протекающая в условиях деформации по схеме “сдвиг + поворот” [28], когда наряду с трансляционными модами действуют также поворотные (ротационные) моды деформации.

При последующем накоплении деформации в процессе ФО механизмы скольжения и двойникования исчерпывают себя, и дальнейшая деформация в материале осуществляется преимущественно ротационным механизмом, т.е. посредством относительных разворотов (ротаций) микрообъемов металла. Возникают полосовые фрагментированные структуры с неоднородной дислокационной субструктурой (рис. 2в), а также фрагменты размером $\sim 200\text{--}400$ нм, окруженные “новыми” границами (рис. 2г). Границы фрагментов (пока, в основном, малоугловые) представляют собой сложные дислокационные скопления, имеющие значительную ширину (показано стрелкой на рис. 2г), при этом тело фрагмента (ячейки) практически свободно от дислокаций. Начальные стадии ротационной деформации и формирования границ ячеек в условиях трения продемонстрированы также для структур α -мартенсита мартенситно-старееющей стали Н15К9М5Т, ϵ (ГПУ)-мартенсита стали 02Х11Г16Н и аустенита стали 110Г13 [13].

В ходе дальнейших ротаций размер фрагментов в стали 80С4 уменьшается до ~ 100 нм (показано стрелкой 1 на рис. 2д), однако, несмотря на

высокие степени деформации, в отдельных участках структуры могут сохраняться фрагментированные мартенситные пластины (показано стрелкой 2 на рис. 2д). Дислокационные границы фрагментов (ячеек) постепенно преобразуются в тонкие большеугловые границы, образованные частичными дисклинациями [25, 28]. Возникает ультрадисперсный текстурованный слой, который характеризуется наличием выраженных текстурных рефлексов на микроэлектроннограмме (рис. 2е). В тонком слое, примыкающем к поверхности трения, происходит уменьшение кристаллитов до размеров не более $20\text{--}50$ нм (рис. 2ж, 2з). Вид микроэлектроннограмм, имеющих форму почти сплошных колец Дебая, и наличие обособленных кристаллитов на темнопольном изображении указывают на сильную (большеугловую) разориентировку отдельных кристаллов (фрагментов). Это позволяет отнести образовавшиеся в процессе ФО структуры к нанокристаллическим (НКС).

В результате ФО скользящими инденторами формирование НКС с размерами кристаллитов $5\text{--}100$ нм происходит в поверхностном слое закаленной лазером низкоуглеродистой стали со структурой речного мартенсита (рис. 3) [16], закаленных конструкционной стали 50 (0.51% С) [15] и инструментальной стали У8 (0.83% С) [29], термически упрочненных цементованной Сг–Ni-стали 20ХН3А и быстрорежущей W–Mo-стали Р6М5 [12, 30].

В процессе ФО метастабильной аустенитной стали 12Х18Н8Т на начальных стадиях деформации в отдельных аустенитных зернах наблюдается механическое двойникование, которое способствует фрагментации исходной крупнокристаллической структуры и протеканию деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения [31]. Фазовый состав формируемой НКС в сильной степени определя-

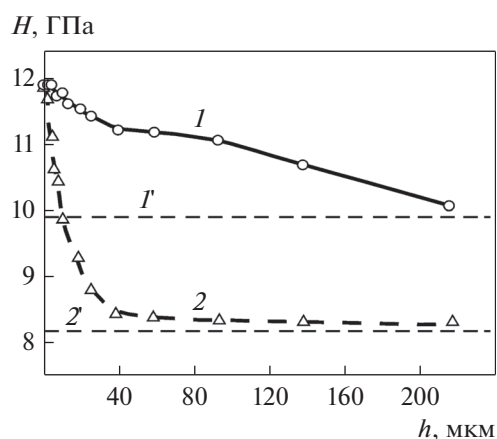


Рис. 4. Изменение микротвердости H по глубине h поверхностного слоя образцов стали У8: 1, 1' – закалка, охл. (-196°C); 2, 2' – закалка, охл. (-196°C), отпуск 200°C ; 1', 2' – исходное состояние; 1, 2 – после ФО.

ется температурой ФО: при увеличении температуры от -196 до $+250^{\circ}\text{C}$ количество α' -мартенсита деформации снижается от 100 до 5 об. %, а доля НКС аустенита соответственно возрастает до 95 об. %. В стабильных аустенитных сталях (сталь Гадфильда 110Г13 и др.) образованию вблизи поверхности трения ультрадисперсных и нанокристаллических структур аустенита предшествует появление деформационных дефектов упаковки и механически двойникованной γ -фазы [11, 13, 14].

НКС с α (ОЦК)-, γ (ГЦК)- и ϵ (ГПУ)-кристаллическими решетками возникают при трении [12–15, 31] и абразивном воздействии [32] в поверхностном слое сталей и сплавов железа толщиной до 5–10 мкм. Ниже слоя с НКС формируются ультрадисперсные структуры с ярко выраженной текстурой [11, 16]. Наиболее важными факторами эффективного наноструктурирования поверхностного слоя сплавов при ФО являются: 1) нормальная нагрузка, достаточная для формирования новой шероховатой поверхности; 2) высокий коэффициент трения для усиления сдвиговой деформации; 3) кратность фрикционного воздействия для накопления деформации; 4) безокислительная среда обработки (см. рис. 1а) для предотвращения охрупчивания кислородом воздуха и последующего разрушения диффузионно активного наноструктурированного слоя [11, 33].

УПРОЧНЕНИЕ И ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ФРИКЦИОННОЙ И КОМБИНИРОВАННЫМИ ОБРАБОТКАМИ

Приведенные в табл. 1 данные показывают, что ФО инденторами из твердых материалов существенно (на 1.7–5.0 ГПа) повышает микротвер-

дость поверхности конструкционных, инструментальных и цементированных сталей, закаленных излучением лазера, а также подвергнутых объемным термическим обработкам и обработке холодом. Высокая прочность нанокристаллических мартенситных структур, сформированных фрикционным воздействием на поверхности закаленных сталей, обусловлена не только большой дисперсностью кристаллитов (см. рис. 2е–2з; 3б), но также протеканием в неотпущенном мартенсите при трении процессов деформационного динамического старения, связанных с переходом атомов углерода из тетрагональной решетки в примесные атмосферы дислокаций [29, 33].

НКС, возникающие в результате ФО на поверхности трения у отпущенной при 200°C стали У8, имеют столь же высокий уровень твердости (рис. 4, кривая 2), как и у НКС на поверхности трения закаленной неотпущенной стали (рис. 4, кривая 1). Интенсивное упрочнение при ФО низкоотпущенной стали связано с деформационным растворением (диссоциацией) дисперсных частиц ϵ -карбида, выделившихся из мартенсита при низком отпуске, и переходом атомов углерода в примесные сегрегации, обеспечивающие эффективное закрепление дислокаций [29].

Рис. 4 показывает, что глубина упрочнения и характер распределения микротвердости в упрочненном ФО поверхностном слое в значительной степени зависят от исходной структуры стали. У подвергнутой ФО закаленной неотпущенной стали У8 наблюдается плавный характер снижения микротвердости в поверхностном слое толщиной более 200 мкм (см. рис. 4, кривая 1), обусловленный эффективным развитием в высокоуглеродистом мартенсите деформационного динамического старения даже при небольших степенях пластической деформации. Вследствие этого глубина упрочненного слоя при ФО закаленной высокоуглеродистой стали значительно превышает глубину деформационного упрочнения в таких более пластичных сталях, как низкоотпущенная высокоуглеродистая сталь (см. рис. 4, кривая 2) и отожженная низкоуглеродистая сталь [27]. Их интенсивное упрочнение при ФО во многом связано с процессами диспергирования и деформационного растворения карбидных фаз лишь в тонких наиболее деформированных поверхностных слоях.

Рисунок 5 показывает, что наноструктурирующая ФО обеспечивает не только интенсивное деформационное упрочнение, но и существенный рост сопротивления термическому разупрочнению закаленных и низкоотпущенных мартенситных сталей.

Таблица 1. Упрочнение поверхностей армко-железа и сталей при формировании НКС фрикционной обработкой

| Материал | Химический состав, мас. % | Термическая обработка | Микротвердость, ГПа | | |
|----------------------|----------------------------------|---------------------------------|---------------------|-----------|--------------------------------------|
| | | | исходная H_1 | НКС H_2 | упрочнение $\Delta H = H_2 - H_1$ |
| Армко-железо | 0.04C | Лазерная закалка | 2.4 | 7.0 | 4.6 |
| Сталь 20 | 0.20C | Лазерная закалка | 4.5 | 9.4 | 4.9 |
| Сталь 40 | 0.40C | Лазерная закалка | 7.0 | 10.4 | 3.4 |
| 45X | 0.45C–0.85Cr | Лазерная закалка | 8.0 | 10.8 | 2.8 |
| 65Г | 0.63C–0.92Mn | Лазерная закалка | 9.2 | 11.5 | 2.3 |
| У8 | 0.83C | Лазерная закалка | 9.9 | 12.2 | 2.3 |
| 80С2 | 0.83C–1.66Si | Лазерная закалка | 9.5 | 11.4 | 1.9 |
| 9ХС | 0.89C–1.43Si–1.08Cr | Лазерная закалка | 9.5 | 11.5 | 2.0 |
| ШХ15 | 1.00C–1.45Cr | Лазерная закалка | 9.3 | 11.9 | 2.6 |
| У10 | 1.00C | Закалка 1050°C, охл. –196°C | 9.9 | 12.1 | 2.2 |
| У13 | 1.35C | Закалка 1100°C, охл. –196°C | 9.7 | 12.0 | 2.3 |
| 20ХН3А цементация | 0.90C–0.68Cr–2.90Ni | Лазерная закалка | 8.9 | 11.3 | 2.4 |
| | | Закалка 810°C, отпуск 180°C | 7.3 | 11.3 | 4.0 |
| Р6М5 | 0.91C–6.2W–4.8Mo– 4.4Cr–1.7V | Закалка 1220°C | 9.1 | 11.4 | 2.3 |
| | | Закалка, отпуск 560°C (3 × 1 ч) | 9.0 | 11.0 | 2.0 |
| Р18 | 0.74C–17.61W–4.4Cr– 1.4V | Закалка 1280°C | 9.9 | 11.6 | 1.7 |
| | | Закалка, отпуск 560°C (3 × 1 ч) | 9.4 | 11.3 | 1.9 |
| 12Х18Н10Т | 0.10C–17.72Cr– 10.04Ni–0.63Ti | Закалка 1050°C | 2.1 | 7.1 | 5.0 |

Основные причины повышенной теплостойкости НКС, сформированных при ФО в поверхностных слоях закаленных и низкоотпущенных сталей [16, 34–36]: 1) сохранение НКС α -фазы до температур нагрева не менее 350°C (рис. 6а, 6б) даже при длительных (до 20 ч) выдержках; 2) формирование в процессе отпуска при 450–550°C

“бимодальных” структур, содержащих высокопрочные области с НКС (рис. 6в, 6г); 3) эффективное закрепление дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения ϵ -карбидной фазы; 4) торможение процессов воз-

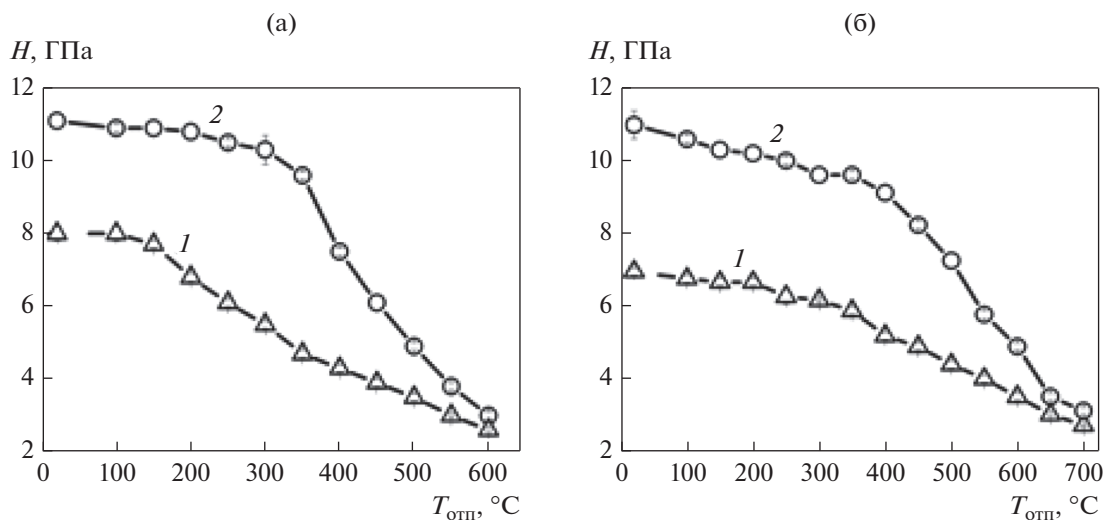


Рис. 5. Влияние температуры отпуска $T_{отп}$ на микротвердость H стали 50 (а) и цементованной стали 20ХН3А (б) после термообработки ТО (1) и дополнительной ФО (2). ТО: а – закалка 850°C в воде; б – закалка 810°C в масле, отпуск 180°C.

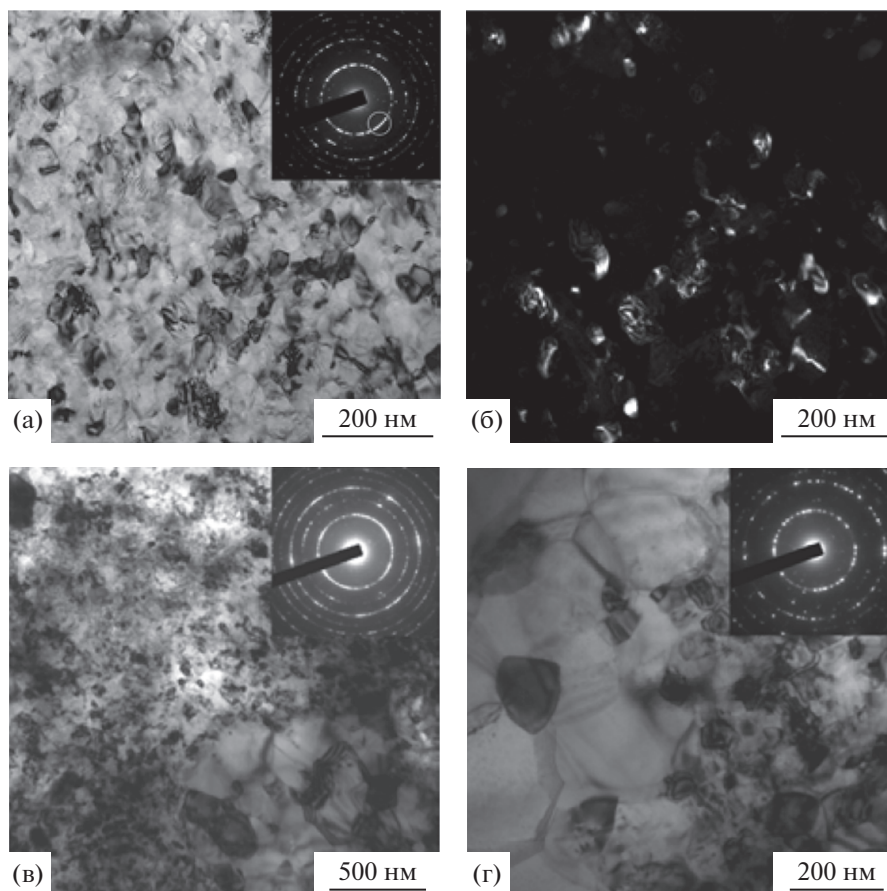


Рис. 6. Нанокристаллические (а, б) и “бимодальные” (в, г) структуры, сформировавшиеся после отпусков при 350 (а, б), 450 (в) и 550°C (г) в поверхностных слоях закаленной в воде стали 50 (а, б) и закаленной лазером стали 20 (в, г), подвергнутых ФО: а, в, г – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение в рефлексе $(110)_\alpha$.

врата в α -фазе; 5) торможение формирования и роста карбидных частиц; 6) отсутствие катастрофического (аномального) роста зерна при рекристаллизации деформированных трением сталей.

Наноструктурирующая ФО повышает в 1.7–3 раза износостойкость закаленной среднеуглеродистой стали 50 в условиях абразивного и адгезионного изнашивания, а также граничного трения [15]. Наноструктурированные слои, сформированные ФО скользящими инденторами и абразивными частицами на поверхностях высокоуглеродистой, конструкционной и Cr–Ni цементованной сталей, подвергнутых лазерной или объемной закалке и низкому отпуску, обладают также повышенным сопротивлением тепловому изнашиванию и пониженными коэффициентами трения в условиях трения скольжения с большими (более 2 м/с) скоростями [11, 29, 30, 34]. У метастабильной аустенитной стали после ФО отмечен аномальный характер износа в условиях сухого трения скольжения – без характерного для крупнокристаллической стали периода приработки с наибольшими величинами износа и коэффициента трения [37].

Отрицательное влияние ФО на пластичность закаленной стали 50 устраняется проведением дополнительного оптимизированного отпуска. Предложена комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной среднеуглеродистой стали (ФО + отпуск при температуре 350°C), которая обеспечивает формирование НКС (см. рис. 6а, 6б) и повышение в 2–3 раза твердости и износостойкости при отсутствии ухудшения механических свойств по сравнению с закаленной и отпущенной сталью [16]. Наноструктурирующая деформационно-термическая обработка изменяет также характер развития пластического деформирования в условиях статического и циклического нагружения, делая его более равномерным [36].

При оптимизации режимов комбинированных обработок важно учитывать, что преимущество в износостойкости стали, упрочненной ФО, перед недеформированной сталью сохраняется при абразивном воздействии и трении скольжения со смазкой после нагрева до 600°C, а в условиях адгезионного изнашивания – лишь при нагреве, когда еще обеспечивается достаточная прочность основного металла и не происходит глубинного вырывания микрообъемов упрочненного поверхностного слоя (когезионный отрыв материала) [16].

Для метастабильной аустенитной стали 12X18H10T предложены наноструктурирующие деформационно-термические обработки (ФО + отжиг при температурах 400–650°C) [38]. Ком-

бинированные обработки обеспечивают: 1) дополнительное упрочнение НКС трения до ~9 ГПа выделившимися из мартенсита деформации при нагреве до 400–450°C наноразмерными карбидами Cr_{23}C_6 ; 2) формирование в результате прямого деформационного (при ФО) $\gamma \rightarrow \alpha'$ - и обратного (при нагреве до 650°C) $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращений высокодисперсного аустенита с твердостью ~6.3 ГПа.

Рост износостойкости мартенситных и аустенитных сталей при абразивном воздействии и трении скольжения в результате наноструктурирующих фрикционных и комбинированных обработок связан с ограничением на упрочненных поверхностях процессов микрорезания (вплоть до смены преобладающего механизма изнашивания от микрорезания к царапанию), схватывания и пластического оттеснения [15, 37]. Это обусловлено повышенной способностью наноструктурированного слоя сопротивляться пластическому деформированию под действием контактного механического воздействия, на что указывают данные кинетического микроиндентирования. Метод микроиндентирования предложено использовать для оценки эффективности применения фрикционной и комбинированных деформационно-термических обработок для повышения сопротивления сталей различным видам изнашивания [15, 16, 37, 38].

Преимущества ФО реализованы в способе поверхностного упрочнения стальных изделий [39], включающем объемную или лазерную закалку с дополнительным деформированием в условиях трения скольжения при температуре поверхностного слоя в интервале от –196 до +100°C и возможным последующим отпуском при температурах до 450°C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ

В самой природе трения заложено такое важнейшее условие деформационного наноструктурирования металлов как создание напряженного состояния, реализуемого при сдвиге под высоким давлением. Поэтому ФО в условиях трения скольжения представляет собой относительно простой, но эффективный способ формирования НКС на поверхности практически любых сплавов железа, включая высокопрочные и труднодеформируемые термоупрочненные высокоуглеродистые и цементованные стали. Технология применима к стальным изделиям, подвергнутым как объемной, так и поверхностной термической (например, лазерной) или химико-термической обработкам.

Фрикционные и комбинированные фрикционно-термические наноструктурирующие обработки обеспечивает сталям мартенситного и

аустенитного классов существенное упрочнение, повышение сопротивления пластическому деформированию и соответствующий рост износостойкости при трении в парах металл–абразив и металл–металл вследствие ограничения процессов микрорезания, схватывания и пластического оттеснения. Повышение в результате ФО теплоустойчивости закаленных и низкоотпущенных углеродистых и низколегированных сталей до уровня теплоустойчивости высоколегированных полутеплоустойчивых сталей приводит к росту износостойкости в условиях значительного фрикционного нагрева при испытаниях с большими (более 2 м/с) скоростями скольжения.

Важно отметить высокий потенциал практического использования ФО в современном машиностроительном производстве в качестве финишной наноструктурирующей обработки, обеспечивающей получение качественной поверхности с нанощероховатостью. Металлофизические основы ФО находят применение в промышленной финишной технологии наноструктурирующего выглаживания, реализуемой на многофункциональных токарно-фрезерных центрах при формировании наноструктурного состояния и субмикро(нано)рельефа в поверхностном слое деталей путем управления многократным фрикционным нагружением специальным инструментом [40–45].

На основе рассмотренных представлений об оптимизации условий наноструктурирования сплавов при поверхностных деформационных обработках предложен новый способ ультразвуковой ударно-фрикционной обработки [46], обеспечивающий усиление фрикционного взаимодействия индентора с металлом. Перспективно создание методом ФО диффузионно-активных наноструктурированных слоев для повышения эффективности последующих химико-термических обработок, например, оксидирования [47] и низкотемпературного плазменного азотирования [48] сталей.

Авторы благодарят И.Ю. Малыгину, Р.А. Саврая, В.П. Кузнецова, А.С. Юровских, Н.А. Давыдову, А.Л. Осинцеву, П.А. Скорынину, Н.Л. Черненко, Д.И. Вичужанина, С.В. Смирнова и И.Л. Солодову за участие в совместных работах.

Работа выполнена в рамках госзадания ФАНО России по темам “Структура” № АААА-А18-118020190116-6, № АААА-А18-118020790148-1, проекта УрО РАН № 18-10-2-39.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физическая мезомеханика. 1999. Т. 2. № 6. С. 5–23.
2. Ультразвуковая обработка конструкционных материалов / Под ред. Панина А.В. Томск: Издательский Дом Томск. Гос. Ун-та, 2016. 170 с.
3. Tao N.R., Sui M.L., Lu J., Lu K. Surface nanocrystallization of iron induced by ultrasonic shot peening // NanoStruct. Mat. 1999. V. 11. № 4. P. 443–440.
4. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // Mat. Sci. Eng.: A. 2004. V. 375–377. P. 38–45.
5. Unal O., Varol R. Surface severe plastic deformation of AISI 304 via conventional shot peening, severe shot peening and reopening // Appl. Surf. Sci. 2015. V. 351. P. 289–295.
6. Umemoto M., Todaka K., Tsuchiya K. Formation of nanocrystalline structure in carbon steels by ball drop and particle impact techniques // Mat. Sci. Eng.: A. 2004. V. 375–377. P. 899–904.
7. Wang Z.B., Tao N.R., Li S., Wang W., Liu G., Lu J., Lu K. Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel // Mat. Sci. Eng.: A. 2003. V. 352. № 1–2. P. 144–149.
8. Deng S.Q., Godfrey A., Liu W., Zhang C.L. Microstructural evolution of pure copper subjected to friction sliding deformation at room temperature // Mat. Sci. Eng.: A. 2015. V. 639. P. 448–455.
9. Бараз В.Р., Федоренко О.Н. Особенности фрикционной обработки сталей пружинного класса // МИТОМ. 2015. № 11. С. 16–19.
10. Наркевич Н.А., Шулепо И.А., Миронов Ю.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
11. Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Ultrafine Structures Formed upon Friction and Their Effect on the Tribological Properties of Steels // Phys. Met. Metallogr. 2000. V. 90. Suppl. 1. P. S48–S58.
12. 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.
13. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей академика В.Д. Садовского. Екатеринбург, 2008. С. 218–241.
14. Коршунов Л.Г., Шабашов В.А., Черненко Н.Л., Пиллогин В.П. Влияние напряженного состояния зоны фрикционного контакта на формирование структуры поверхностного слоя и трибологические свойства сталей и сплавов // ФММ. 2008. Т. 105. № 1. С. 70–85.
15. Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой // Трение и износ. 2012. Т. 33. № 6. С. 444–455.
16. Макаров А.В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей // В кн. “Перспективные материалы”. Т. IV: Учебное пособие / Под ред. Мерсона Д.Л. Тольятти: ТГУ, 2011. С. 123–207.

17. *Бабей Ю.И.* Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. Киев: Наук. думка, 1988. 240 с.
18. *Hajian M., Abdollah-zadeh A., Rezaei-Nejad S.S., Assadi H., Hadavi S.M.M., K. Chung, Shokouhimehr M.* Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel // *Mater. Des.* 2015. V. 67. P. 82–94.
19. *Юркова А.И., Мильман Ю.В., Бякова А.В.* Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. I. Особенности формирования структуры // *Деформация и разрушение материалов.* 2009. № 1. С. 2–11.
20. *Calistes R., Swaminathan S., Murthy T.G., Huang C., Saldana C., Shankar M.R., Chandrasekar S.* Controlling gradation of surface strains and nanostructuring by large-strain machining // *Scr. Mater.* 2009. V. 60. P. 17–20.
21. *Li J.G., Umemoto M., Todaka Y., Tsuchiya K.* Role of strain gradient on the formation of nanocrystalline structure produced by severe plastic deformation // *J. Alloys Comp.* 2007. V. 434–435. P. 290–293.
22. *Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И., Назаров Ю.А.* Структура поверхностных слоев и износостойкость закаленной стали 50Г после финишной антифрикционной безабразивной обработки // *МиТОМ.* 1993. № 3. С. 5–9.
23. *Завалищин А.Н.* Образование диссипативных структур при механическом нанесении металлических покрытий на стальную поверхность. *ФММ.* 2003. Т. 96. № 5. С. 61–66.
24. *Heilmann I., Clark W.A., Rigney D.A.* Orientation determination of subsurface cells generated by sliding // *Acta Metallurgica.* 1983. V. 31. № 8. P. 1293–1305.
25. *Владимиров В.И., Романов А.Е.* Дисклинации в кристаллах. Л.: Наука, 1986. 224 с.
26. *Вичужанин Д.И., Макаров А.В., Смирнов С.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю.* Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скольжением цилиндрическим индентором // *Проблемы машиностроения и надежности машин.* 2011. № 6. С. 61–69.
27. *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 // *Surf. Coat. Technol.* 2010. V. 205. № 3. P. 841–852.
28. *Panin V., Kolubaev A., Tarasov S., Popov V.* Subsurface layer formation during sliding friction // *Wear.* 2002. v. 249. Is. 10–11. P. 860–867.
29. *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 // *ФММ.* 2010. Т. 110. № 5. С. 530–544.
30. *Makarov A.V., Davydova N.A., Malygina I.Y., Lyzhin V.V., Korshunov L.G.* Improvement of heat and thermal wear resistance of cemented chromium-nickel steel by nanostructuring frictional treatment // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures.* 2016. Is. 5. P. 49–66.
31. *Макаров А.В., Скорынина П.А., Юровских А.С., Осинцева А.Л.* Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали // *ФММ.* 2017. Т. 118. № 12. С. 1300–1311.
32. *Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М., Солодова И.Л., Яковлева И.Л.* Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей // *ФММ.* 2004. Т. 98. Вып. 4. С. 96–112.
33. *Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л.* Износостойкость и деформационное упрочнение углеродистых и низколегированных инструментальных сталей в условиях трения скольжения с большими контактными нагрузками // *Трение и износ.* 2000. Т. 21. № 5. С. 501–510.
34. *Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л.* Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой // *МиТОМ.* 2007. № 3. С. 57–62.
35. *Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Саврай Р.А., Давыдова Н.А., Малыгина И.Ю., Черненко Н.Л.* Влияние длительного нагрева на термическое разупрочнение, химический состав и эволюцию нанокристаллической структуры, сформированной в закаленной высокоуглеродистой стали при фрикционной обработке // *ФММ.* 2014. Т. 115. № 3. С. 324–336.
36. *Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А.* Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // *Физическая мезомеханика.* 2014. Т. 17. № 1. С. 5–20.
37. *Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А.* Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12Х18Н10Т наноструктурирующей фрикционной обработкой // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструмент).* 2015. № 4(69). С. 80–92.
38. *Макаров А.В., Скорынина П.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л.* Влияние нагрева на структуру, фазовый состав и микромеханические свойства метастабильной аустенитной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 12.
39. Патент 2194773, РФ. Способ обработки стальных изделий / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, А.Л. Осинцева. Оpubл. в БИМП. 2002. № 35.
40. Патент 2458777, РФ. Способ упрочняющей обработки поверхностей деталей выглаживанием /

- В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.Е. Киряков, Р.А. Саврай, А.В. Аникеев. Оpubл. в БИМП. 2012. № 23.
41. Патент 2460628, РФ. Способ наноструктурирующего упрочнения поверхностного слоя прецизионных деталей выглаживанием / В.П. Кузнецов. Оpubл. в БИМП. 2012. № 25.
42. *Кузнецов В.П., Макаров А.В., Псахье С.Г., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А.* Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 3. С. 14–30.
43. *Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I.* Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability // Journal of Materials Processing Technology. 2015. V. 217. P. 327–335.
44. *Kuznetsov V.P., Smolin I.Y., Dmitriev A.I., Tarasov S.Yu., Gorgots V.G.* Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel // Surf. Coat. Tech. 2016. V. 285. P. 171–178.
45. Патент 131711, РФ. Выглаживающий инструмент для наноструктурирования поверхностного слоя деталей / В.П. Кузнецов, В. Г. Горгоц, Е.М. Кузнецова. Оpubл. в БИМП. 2013. № 24.
46. Патент 2643289, РФ. Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей / А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.В. Буров, Р.А. Саврай. Оpubл. в БИМП. 2018. № 4.
47. *Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л.* Влияние фрикционного деформирования на структуру, микротвердость и износостойкость нержавеющей аустенитной хромоникелевой стали, подвергнутой последующему оксидированию // ФММ. 2016. Т. 117. № 3. С. 318–324.
48. *Makarov A.V., Samoiloa G.V., Gavrilo N.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A.* Effect of Preliminary Nanostructuring Frictional Treatment on the Efficiency of Nitriding of Metastable Austenitic Steel in Electron Beam Plasma // AIP Conference Proceedings. 2017. 1915. 030011. 5 p.