

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, Al_2O_3 , 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-

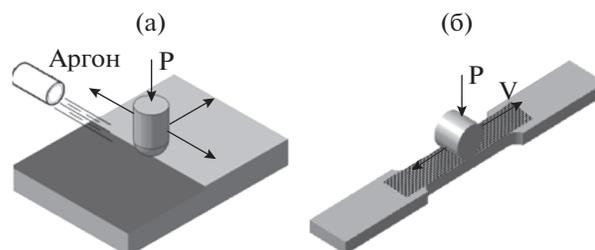


Рис. 1. Схемы ФО сферическим (а) и цилиндрическим (б) скользящими инденторами.

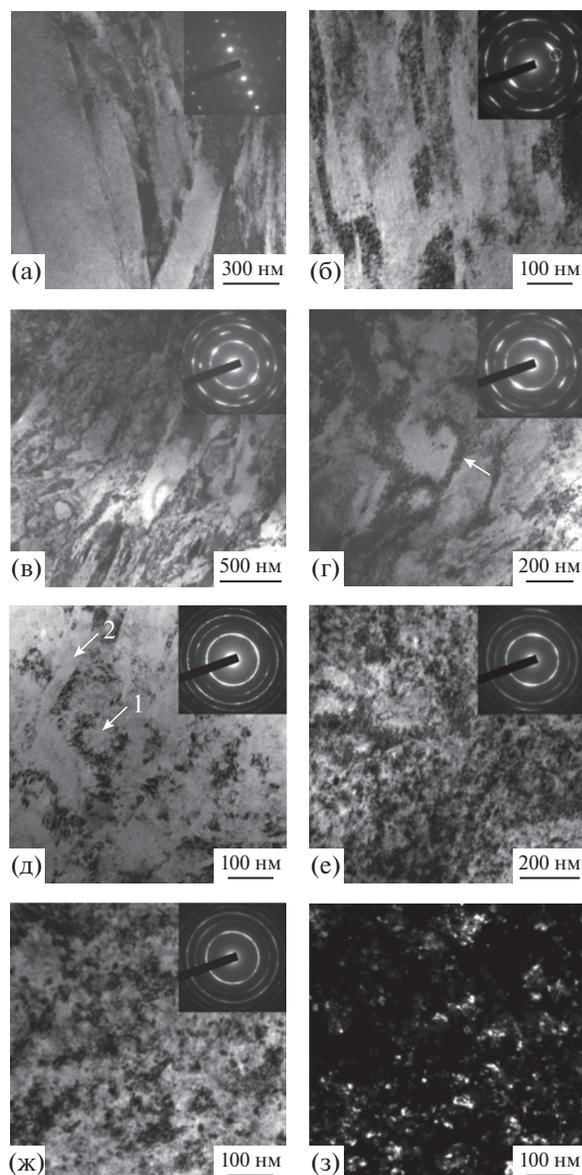


Рис. 2. Структура стали 80C4 (0.85% C; 4.20% Si) после закалки от 870°C в воде и обработки холодом при -196°C (а) и последующей ФО (б–з): а–ж – светлопольные изображения; з – темнопольное изображение в рефлексе (110) $_{\alpha}$.

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 скользющим 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-

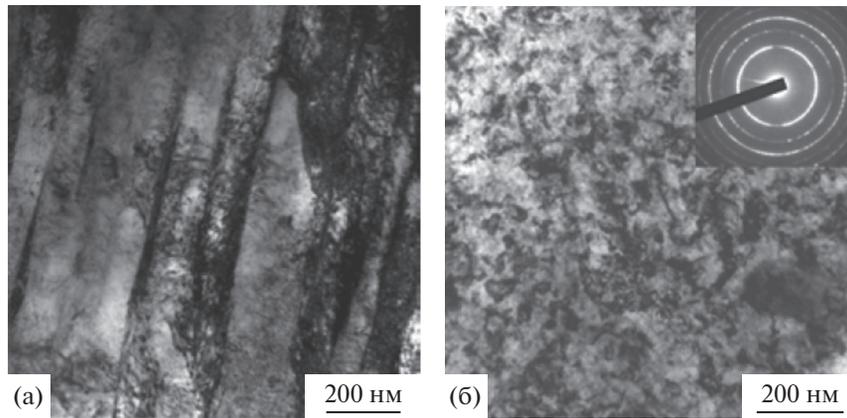


Рис. 3. Структура стали 20 (0.20% С) после лазерной закалки (а) и последующей ФО (б): светлопольные изображения.

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-старяющей 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-

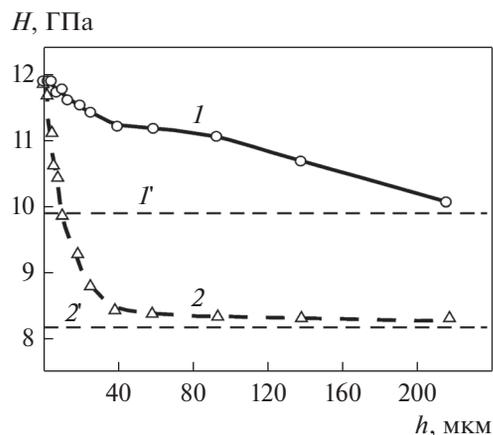


Рис. 4. Изменение микротвердости H по глубине h поверхностного слоя образцов стали У8: 1, 1' – закалка, охл. (-196°C); 2, 2' – закалка, охл. (-196°C), отпуск 200°C ; 1', 2' – исходное состояние; 1, 2 – после ФО.

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 армо-железа и сталей при формировании НКС фрикционной обработкой

Материал	Химический состав, мас. %	Термическая обработка	Микротвердость, ГПа		
			исходная H_1	НКС H_2	упрочнение $\Delta H = H_2 - H_1$
Армо-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-

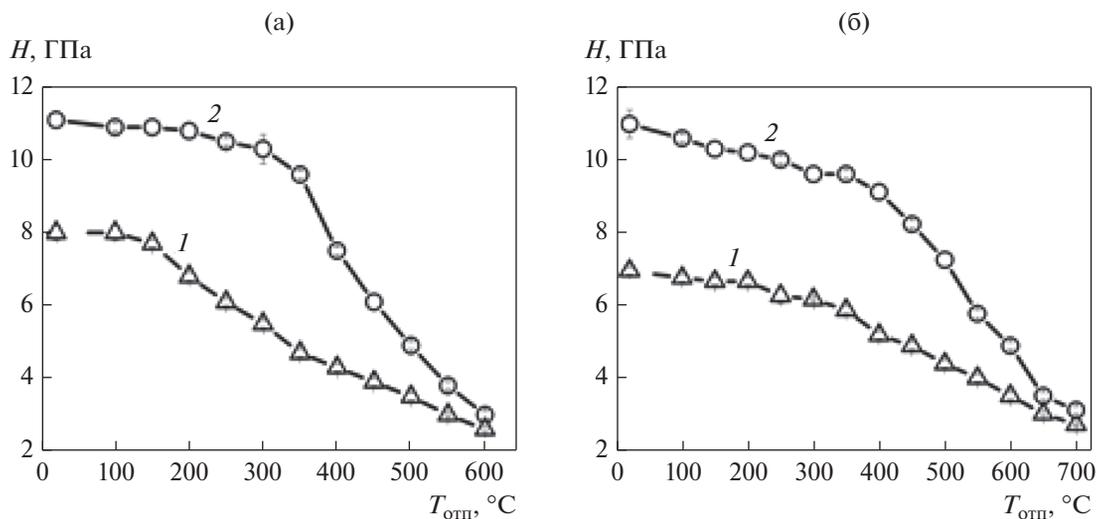


Рис. 5. Влияние температуры отпуска $T_{отп}$ на микротвердость H стали 50 (а) и цементованной стали 20ХН3А (б) после термообработки ТО (1) и дополнительной ФО (2). ТО: а – закалка 850°C в воде; б – закалка 810°C в масле, отпуск 180°C.

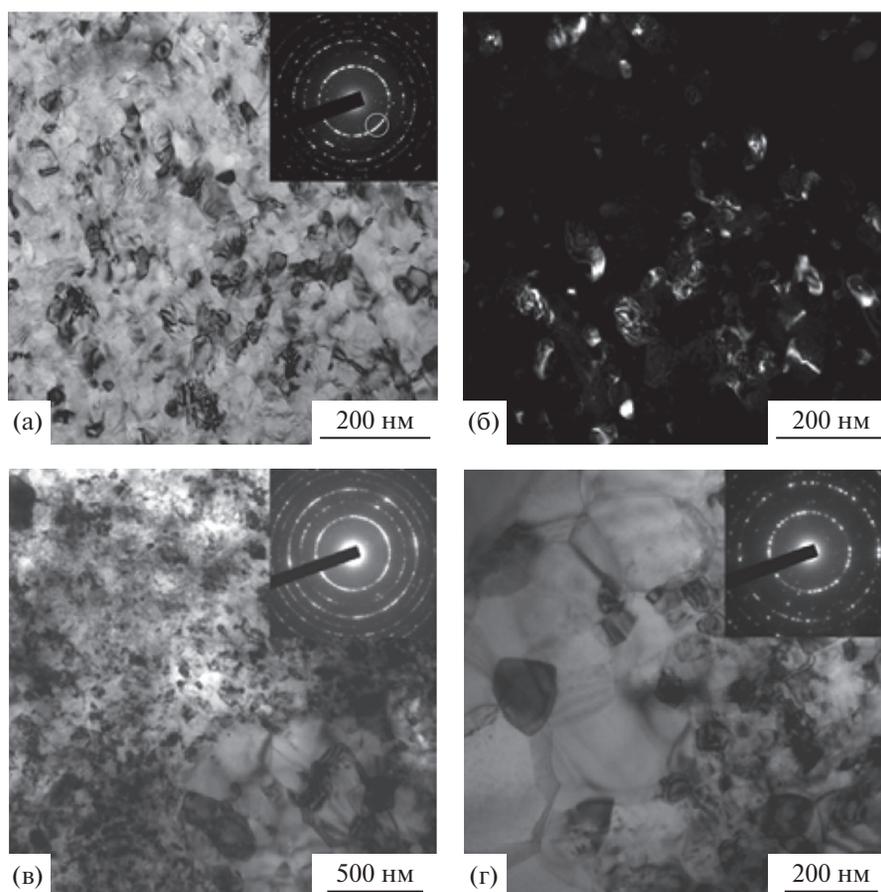


Рис. 6. Нанокристаллические (а, б) и “бимодальные” (в, г) структуры, сформировавшиеся после отпусков при 350 (а, б), 450 (в) и 550°C (г) в поверхностных слоях закаленной в воде стали 50 (а, б) и закаленной лазером стали 20 (в, г), подвергнутых ФО: а, в, г – светлопольные изображения; б – темнопольное 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 теплоустойкости закаленных и низкоотпущенных углеродистых и низколегированных сталей до уровня теплоустойкости высоколегированных полутеплоустойких 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 // МнТОМ. 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., Samoilova G.V., Gavrillov 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.