

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.78.001, 621.794.6

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМОГИДРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ

А.А. ШМАТОВ¹, канд. техн. наук, доцент, **Г.К. ЖАВНЕРКО²**, канд. техн. наук,
Ю.О. ЛИСОВСКАЯ³

¹Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
e-mail: shmatov@cosmostv.by

²Институт химии новых материалов НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь,

³ГНУ «Институт порошковой металлургии», г. Минск, Беларусь

В работе исследованы композиционная структура и антифрикционные свойства стали У8, подвергнутой термогидрохимической обработке (ТГХО). Процесс ТГХО включает: 1) химическую обработку поверхности в оксидной вододисперсной среде; 2) термообработку. В результате оптимизации процесса ТГХО коэффициент трения стальной поверхности снизился в 8,3 раза. Разработанная технология повышает стойкость стальных инструментов и деталей машин в 1,3–4,5 раза по сравнению с традиционно термообработанными.

Ключевые слова: термогидрохимическая обработка, упрочнение, композиционная структура, твердосмазочное покрытие, стальной инструмент.

Введение

Уровень развития современной техники характеризуется высокой интенсивностью эксплуатации стальных инструментов и деталей машин. Это требует существенного улучшения их эксплуатационных свойств, что можно достичь формированием в стали композиционной структуры в результате упрочняющей обработки. Наибольший научный и практический интерес в этом плане представляет процесс термогидрохимической обработки (ТГХО), поскольку он применим для готовых к эксплуатации стальных изделий, не изменяет их первоначальные размеры, форму и структуру [1–4].

Большинство авторов [5–9] рассматривают упрочнение как повышение эксплуатационных свойств сталей и сплавов, и прежде всего их конструкционной прочности (КП). Основными критериями КП являются надежность, долговечность, прочность и жесткость [9]. Для инструментов и деталей машин очень важно иметь максимальную КП. Однако существующий антагонизм критериев прочности и надежности значительно снижает КП. Усиление или «синергизм» этих взаимно про-

тивоположных характеристик можно достичь формированием в сталях и сплавах композиционной структуры (КС). Помимо традиционного подхода, когда КС создают в композиционных материалах (КМ), из которых потом изготавливают изделия, существуют и нетрадиционные подходы, когда КС формируют в результате упрочняющей обработки самих изделий; и в этом случае инструменты и детали машин в паре с защитными покрытиями, а также имеющие дискретную или градиентную структуры, рассматриваются как своеобразный КМ [10–14].

На основании анализа [10–14] установлено, что с помощью упрочняющей обработки сталей и сплавов можно создать различные структурные композиции, в которых достигается синергизм ее основных критериев прочности и надежности (рис. 1). Структура КМ, полученная путем обработки, может быть многоуровневая и построена из макроэлементов (слой, матрица), микро- и наноэлементов (зерно, субзерно, частица); при рациональном составлении этих элементов в композицию комплексно сочетаются их противоположные свойства. На рис. 1 приведены некоторые практически реализуемые варианты структурных композиций. Отмечены большие перспективы для развития

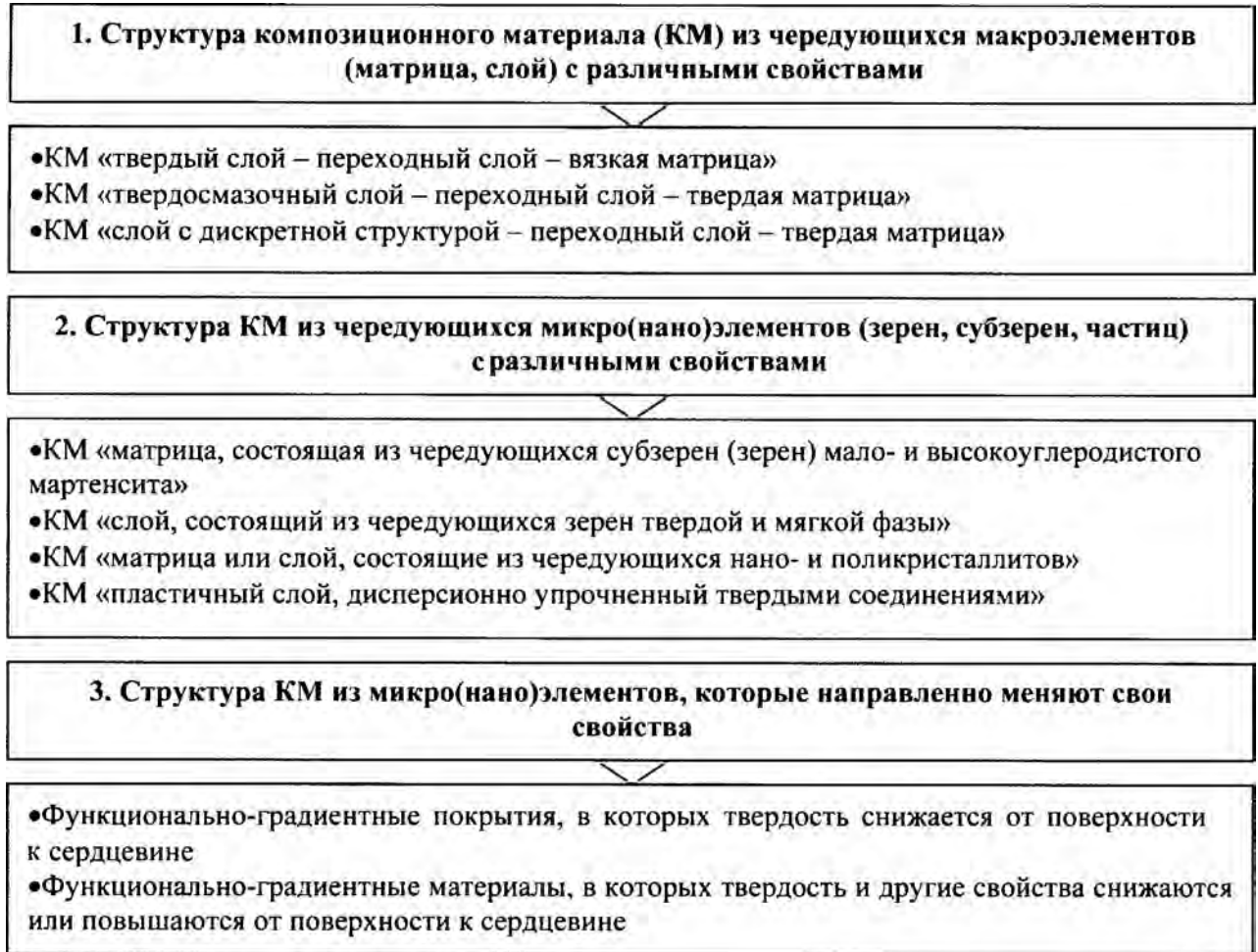


Рис. 1. Классификация структур композиционного материала, сформированных путем упрочняющей обработки стали

таких упрочняющих технологий, которые могут сформировать в инструментах и деталях машин композиционные нанокристаллические, градиентные, дискретные и мозаично-дискретные структуры [9–16].

Долговечность инструментов и деталей машин в первую очередь зависит от износостойкости их поверхности. Согласно настоящим представлениям в области трения и изнашивания [17–19], лучшими антифрикционными свойствами в атмосферных условиях обладают материалы и покрытия на основе сульфидов и оксидов. Однако предпочтение при разработке покрытий отдается оксидам, поскольку они являются постоянной составляющей граничного слоя, образующегося при трении любого материала. При формировании оксидной пленки определенного состава и структуры можно создать поверхностное упрочнение (эффект Роско) и снизить сопротивление сдвигу при трении (эффект Ребиндера, Берналла, Киркиндала и др.), причем эффект Ребиндера реализуется в присутствии поверхностно-ак-

тивных веществ (ПАВ) [19, 20]. Согласно молекулярно-механической теории трения, повышение износостойкости изделия можно достичь при выполнении двух основных условий: при высокой твердости поверхности изделия и низкой прочности ее адгезионной связи с трущимся материалом [18, 19].

В результате поверхностного легирования и модифицирования стали можно сформировать наноструктуру на основе тугоплавких и сверхтвердых материалов [1–4, 21]. Наноструктурированные материалы и покрытия облегчают разрыв адгезионных соединений в зоне трения, в то же время твердость наноматериалов из тугоплавких соединений возрастает в 2–3 раза [9, 15]. Именно покрытия, сформированные методом термогидрохимической обработки, имеют наноструктуру и обладают твердосмазочными свойствами (сверхпластичностью) [1–4]. В условиях интенсивной эксплуатации инструментов и деталей, когда в зоне трения отсутствует смазка или ее подача ограничена, наилучшим способом снижения коэффициен-

та трения является нанесение твердосмазочных покрытий на рабочую часть изделий. ТГХО является наиболее простым и универсальным методом. С его помощью можно создавать наноструктурированные твердосмазочные покрытия на основе оксидов, сульфидов, карбидов, других антифрикционных материалов и их композиций [1–4].

Из приведенного анализа следует, что процесс ТГХО имеет большие перспективы для своего развития, прежде всего для высокопроизводительных инструментов и деталей машин, испытывающих значительные механические и температурные нагрузки. Однако вопросы, связанные с ТГХО практически всех сталей и сплавов, мало изучены.

В настоящей работе поставлены задачи: 1) сравнить триботехнические свойства стальной поверхности, подвергнутой ТГХО в вододисперсных оксидосодержащих средах; 2) оптимизировать процесс ТГХО стали; 3) изучить структуру и напряженное состояние поверхностных слоев стали, подвергнутой ТГХО; 4) апробировать разработанный процесс ТГХО в промышленности.

Объекты и методика исследований

Все исследования проведены на углеродистой инструментальной стали У8 (0,8% С), которую подвергали термогидрохимической обработке. Этот процесс осуществляли в 2 этапа путем: 1) гидрохимической обработки (ГХО) поверхности при температуре 95–100 °С в течение 40–120 мин в вододисперсной среде на базе наноразмерных порошков оксидов и других материалов; 2) последующей термической обработки (ТО), включающей нагрев до температуры 130–1050 °С, выдержку в течение 30–60 мин и охлаждение. Вододисперсную среду предварительно готовили по специальной технологии диспергирования грубодисперсных частиц оксидов и других материалов (размером не более 5 мкм) до наноуровня при добавлении 5% водорастворимого поверхностно-активного вещества (сульфанола и др.). Готовым считался рабочий состав с кислотностью рН 6–8, которую устанавливали и поддерживали путем дозированного введения NH_4OH . При проведении ГХО образцы выдерживали в ванне с готовым составом водной насыщающей среды, нагретой до температуры процесса. После каждой операции подготовки и химической обработки

образцы промывали в воде. Изотермическую выдержку стали проводили в воздушной среде до 250 °С, выше этой температуры — под слоем флюса SnCl_2 или плавкого затвора V_2O_5 .

Для изучения структуры стали, подвергнутой ТГХО, применяли микроструктурный, рентгеноструктурный и другие анализы. Тонкую структуру покрытий исследовали на атомно-силовом микроскопе Nanoscope 3D (Veeco, USA). Определение триботехнических свойств поверхности осуществляли на микротрибометре возвратно-поступательного типа (ИММС, г. Гомель) по схеме «подвижный шарик — неподвижная плоскость» при условиях испытаний: нагрузка 1 Н; длина хода (трека) 3 мм, скорость 4 мм/с; пара трения: упрочненная сталь У8 (плоскость) — сталь ШХ15 (сфера диаметром 4 мм) [4]. Показатель относительной стойкости упрочненного инструмента (или детали) определяли по формуле $K_w = t_2/t_1$, где t_1 — время работы (длина рабочего хода) исходного инструмента; t_2 — время работы упрочненного инструмента.

Результаты исследований

Процесс ТГХО имеет двойственный характер упрочнения: 1) на поверхности стали осаждается наноструктурированное твердосмазочное покрытие; 2) в подслое формируется модифицированная зона с полем высоких напряжений сжатия.

Оптимально полученные покрытия на сталях имеют малую толщину (200–500 нм). Это ограничивает число методов, с помощью которых можно изучить свойства термогидрохимических (ТГХ) покрытий. Для твердосмазочных покрытий широко применяют методы исследования триботехнических характеристик, определяющей из которых является коэффициент трения [18, 19, 21].

Триботехнические исследования. Полученные твердосмазочные покрытия благодаря формированию нанокристаллической структуры обладают сверхпластичными свойствами.

Результаты (рис. 2, 3) сравнительных трибологических испытаний поверхности стали У8, подвергнутой 2 ч ГХО (без термообработки), позволили сделать заключение, что в условиях сухого трения скольжения и воздушной атмосферы твердосмазочные гидрохимические (ГХ) покрытия на основе наноксидов имеют лучшие антифрикционные свойства, чем ГХ-

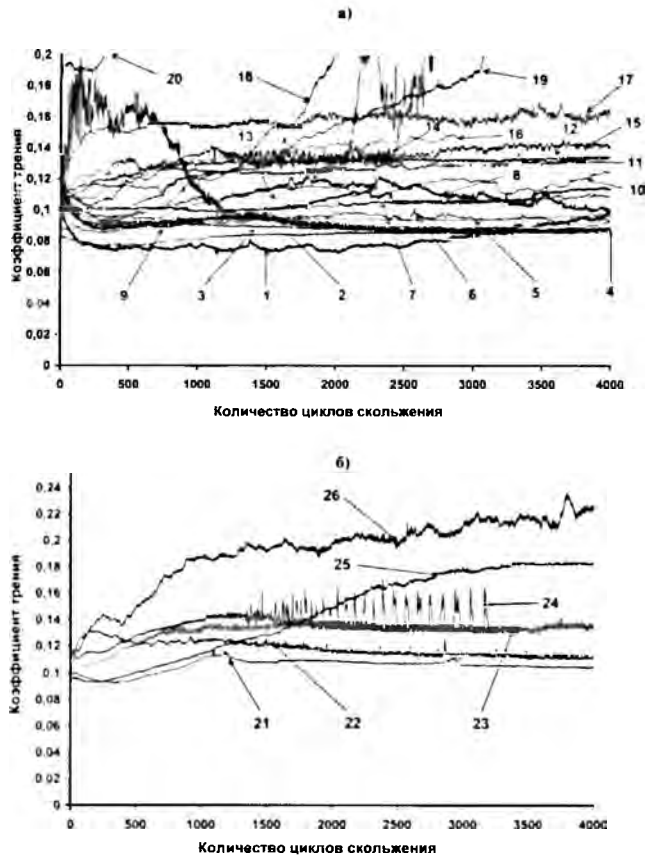


Рис. 2. Сравнительная диаграмма изменения коэффициента трения от длительности изнашивания при сухом трении скольжения ГХ-покрытий, полученных в вододисперсной среде на основе однокомпонентных оксидов (а) и углеродных (б) материалов. Обработка в среде на основе:

1 – SnO; 2 – MnO₂; 3 – SiO₂; 4 – PbO; 5 – Co₃O₄; 6 – NiO; 7 – Al₂O₃; 8 – MoO₃; 9 – ZnO; 10 – SbO₃; 11 – V₂O₅; 12 – Bi₂O₃; 13 – B₂O₃; 14 – BeO; 15 – ZrO₂; 16 – Fe₃O₄; 17 – Cr₂O₃; 18 – WO₃; 19 – TiO₂; 20 – CuO; 21 – фуллерена; 22 – ультрадисперсного алмаза (УДА); 23 – графита карандашного; 24 – нанотрубки; 25 – графита аморфного; 26 – графита серебристого

покрытия на базе нанокарбидов, нитридов и наноуглеродных материалов.

На основании оптимизации и компьютерного проектирования процесса ТГХО стали У8 с помощью синтез-технологий определены технически оптимальные режимы и составы вододисперсных нанооксидных сред [4]. Обработка стали У8 по оптимальному режиму (ГХО, 1 ч в составе TiO₂ + MoO₃, затем ТО при 200 °С, 0,5 ч) позволила существенно (в 8,3 раза) снизить коэффициент трения поверхности при сухом трении скольжения по сравнению с исходным состоянием (рис. 4).

Для инструмента, у которого место контакта с обрабатываемой деталью меняется со временем [22], важно на протяжении всего периода эксплуатации иметь не только минимальные,

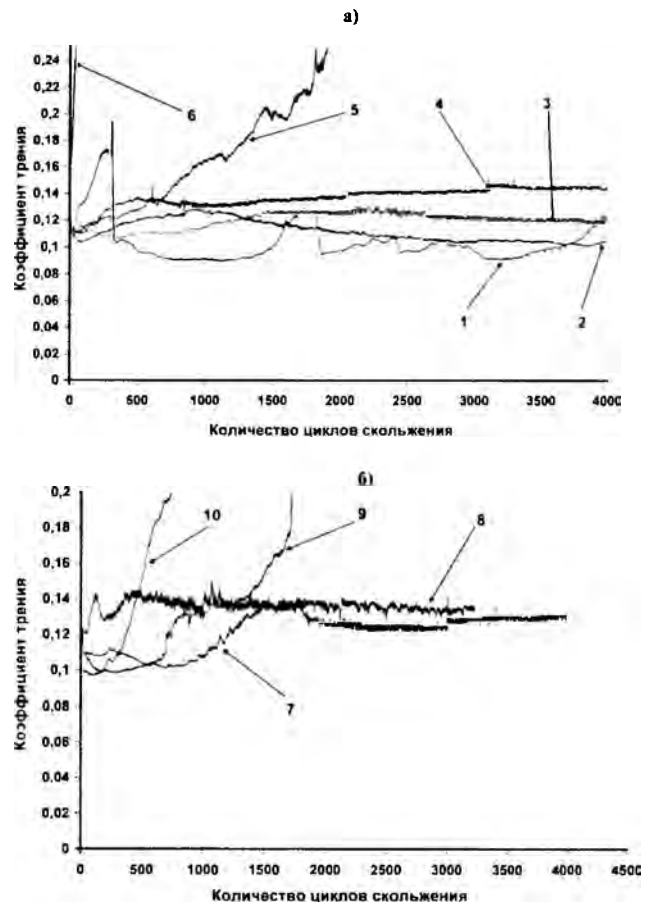


Рис. 3. Сравнительная диаграмма изменения коэффициента трения от длительности изнашивания при сухом трении скольжения ГХ-покрытий, полученных в вододисперсной среде на основе однокомпонентных карбидов (а) и нитридов (б). Обработка в среде на основе:

1 – SiC; 2 – VC; 3 – NbC; 4 – B₄C; 5 – TiC; 6 – ZrC; 7 – BN; 8 – AlN; 9 – TiN; 10 – Si₃N₄

но неизменные значения коэффициента трения. Таким требованиям отвечают ТГХ-покрытия, и в этом они имеют преимущества перед известными твердосмазочными покрытиями [4, 21].

В результате оптимизации процесса ТГХО выявлена важная эксплуатационная особенность. ТГХ оксидные покрытия отличаются от ныне известных наноструктурированных покрытий [9, 15, 21] более высокой термической стабильностью: даже после нагрева до 1050 °С полученные покрытия сохраняют низкий коэффициент трения без смазки ($f = 0,09$) (рис. 5). Для сравнения, коэффициент трения поверхности исходной стали У8, испытанной в тех же условиях сухого трения, составляет $f = 0,5–0,6$.

Структурные исследования. Такие исследования в настоящей работе были проведены на стальных образцах, упрочненных ТГХО в оптимальных вододисперсных средах на основе оксидов TiO₂ + MoO₃.

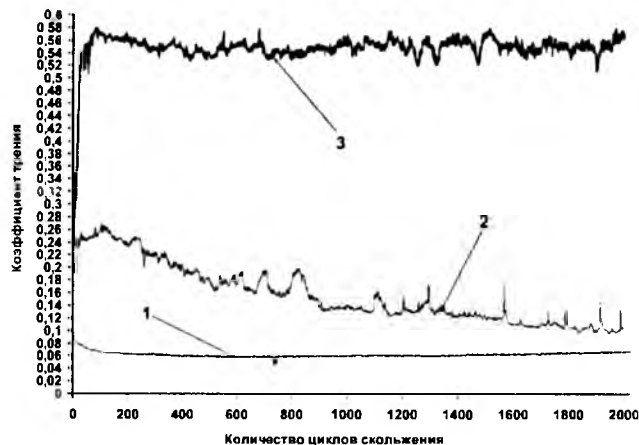


Рис. 4. Сравнительная диаграмма изменения коэффициента трения от длительности изнашивания (без смазки) поверхности стали У8 до и после ТГХО. Вид обработки: 1 — сталь У8 после ТГХО в оптимальном режиме; 2 — сталь У8 с алмазоподобным PVD-покрытием; 3 — исходная сталь У8 (без обработки)

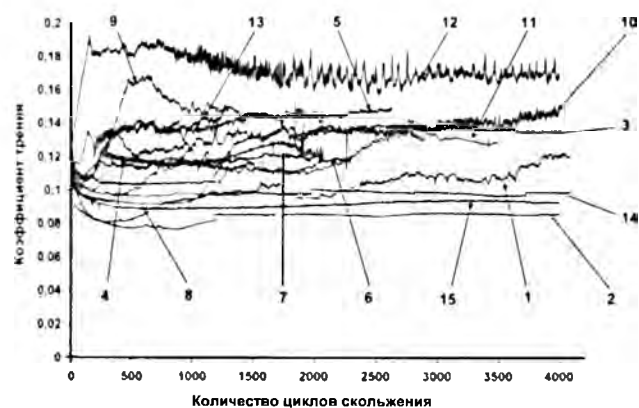


Рис. 5. Влияние температуры термообработки при ТГХО стали У8 на коэффициент трения при сухом трении скольжения. Режим ХО: $T = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2\text{ ч}$. Состав водной среды на основе $\text{TiO}_2 + \text{MoO}_3$: 1 — $100\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 — $200\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 — $250\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 — $300\text{ }^{\circ}\text{C}$; 5 — $350\text{ }^{\circ}\text{C}$; 6 — $400\text{ }^{\circ}\text{C}$; 7 — $450\text{ }^{\circ}\text{C}$; 8 — $500\text{ }^{\circ}\text{C}$; 9 — $550\text{ }^{\circ}\text{C}$; 10 — $600\text{ }^{\circ}\text{C}$; 11 — $650\text{ }^{\circ}\text{C}$; 12 — $700\text{ }^{\circ}\text{C}$; 13 — $870\text{ }^{\circ}\text{C}$; 14 — $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; 15 — $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$

С помощью атомно-силового микроскопа Nanoscope 3D изучали морфологию и кинетику формирования наноструктурированных слоев на стали У8: сначала в результате ее ГХО, а затем после нагрева до температур от 100

до $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. ТГХ-покрытия на стали У8 имеют сложную структуру поверхности, состоящую из неоднородных по цвету и форме зерен (рис. 6). Все полученные покрытия формируются с нано- или нанокомпозитной структурой. Первоначально на поверхности стали осаждаются зародыши размером 16 нм; с увеличением времени ГХО эти частицы заполняют поверхность, а затем и пространство, незначительно меняя свои размеры (табл. 1). В результате по принципу «свободного падения апельсинов (кластеров)» [23] на подложке формируются высокоорганизованные пленки с сильно развитой зернограничной поверхностью. Скорость роста ГХ-слоев на стали составляет $200\text{--}250\text{ нм/ч}$. При последующем нагреве стали У8 размер зерен в полученных ГХ-покрытиях увеличивается с повышением температуры (см. табл. 1); при этом сначала преобладает наноразмерная структура слоев, а выше $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ формируется нанокомпозитная структура, в которой появляются отдельные зерна (размером более 100 нм). Отмеченные ранее высокие антифрикционные свойства покрытий на стали после высокотемпературного нагрева до $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ обусловлены формированием такой композиционной (нанополикристаллической) структуры, в которой оптимально сочетаются размеры и количество нано- и поликристаллических зерен.

О высокой модифицирующей способности вододисперсных химических составов свидетельствует большая толщина ($800\text{--}900\text{ мкм}$) зоны воздействия ГХО на стальной материал, в котором структура приобретает размытый серый цвет (рис. 7). Как видно, на глубине до 250 мкм по границам зерен осаждаются отдельные дисперсные частицы.

Результаты спектрального анализа (рис. 8, 9) свидетельствуют о том, что при ТГХО на поверхности стали формируются дискретные структуры на базе сложнелегированных оксидов с участием железной основы. Однако рентгеновским анализом не установлен фазовый состав покры-

1. Влияние параметров ТГХО стали У8 на размер зерен в покрытии

Время химического осаждения ГХ-покрытия, мин	10		30		60		120				
Размер зерен в покрытии, нм	16		24		25		35				
Температура нагрева покрытия, $^{\circ}\text{C}$	100	150	250	300	400	500	600	700	800	870	1000
Размер зерен в покрытии, нм	25–30	30–34	90–95	90–95	90–97	90–100	95–110	110–120	90–100	90–110	90–205

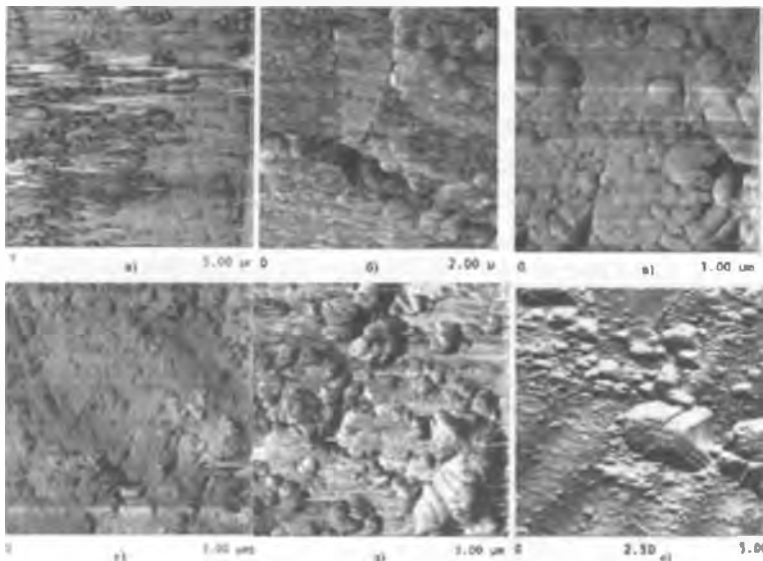


Рис. 6. Структура поверхности стали У8 после гидрохимической обработки в течение 10 мин (а), 30 мин (б), 1 ч (в, г), 2 ч (д) и термогидрохимической обработки при нагреве до 1000 °С (е). Состав вододисперсной среды — оптимальный на основе TiO₂ + MoO₃

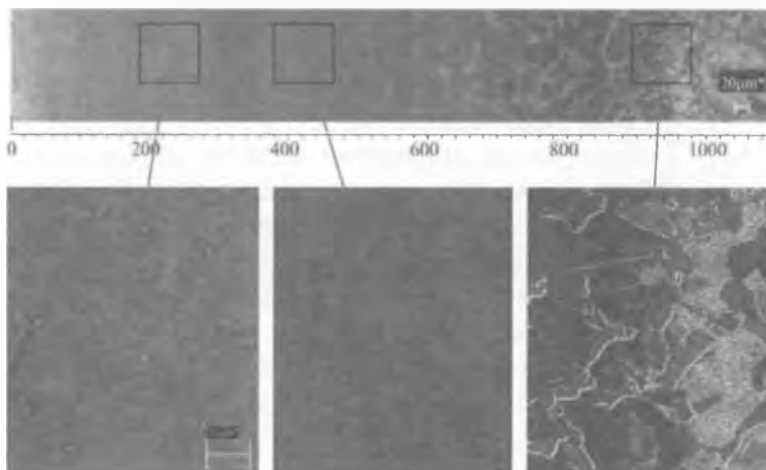


Рис. 7. Панорамная микроструктура поперечного среза стали У8, подвергнутой ТГХО в оптимальной вододисперсной среде на основе TiO₂ + MoO₃ (слева — поверхность, справа — сердцевина)

Elm	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
	Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%
O	K	ED	0.624	25.13	0.59	62.15
Na	K	ED	0.961	1.76	0.08	1.01
Al	K	ED	1.002	1.64	0.07	2.49
Cr	K	ED	0.971	1.18	0.14	0.55
Fe	K	ED	0.963	14.06	0.34	9.96
Mo	L	ED	0.902	57.80	0.54	23.84
Total				100.00		100.00

Рис. 8. Результаты спектрального анализа поверхности стали У8, подвергнутой ТГХО в оптимальной вододисперсной среде на основе TiO₂ + MoO₃

2. Результаты рентгеновской съемки стали У8

Режим обработки стали	Фаза (линия)	2θ ₁ , град	2θ ₀ , град	d ₁ , нм	d ₀ , нм	σ, МПа	Плотность дислокаций, 10 ⁹ см ⁻²
ТО	α-Fe (220) [06-0696]	98,889	98,945	1,01379	1,0134	-270	2,77943
ТГХО		98,865	98,945	1,01408	1,0134	-470	2,77711

тий, поскольку их наноструктура считается рентгеноаморфной [16, 24].

При ТГХО стали формируются два типа композиционных структур:

1) структура композиции «твердосмазочный слой—переходный слой—твердая матрица», состоящая из макроэлементов (матрица, слой) с различными свойствами; такая структура образуется при выполнении всех режимов ТГХО;

2) нанокompозитная структура самого твердосмазочного покрытия, состоящая из оптимально чередующихся нано- и микроэлементов (нано- и поликристаллитов); такая структура образуется только после нагрева ГХ-покрытия выше 500 °С.

Напряженное состояние. Рентгеноструктурные исследования (табл. 2) показали, что после оптимальной ТГХО стали У8 (HRC 60) формируются остаточные сжимающие напряжения 1-го рода на глубину до 100 мкм (в пределах разрешения прибора). Все съемки выполняли на дифрактометре ДРОН-3.0 в режиме сканирования по точкам в монохроматизированном CuK_α-излучении. Расчет макронапряжений в стали осуществляли по методике одной съемки как сумму напряжений σ₁, σ₂ по формуле [25, 26]:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -E/\mu [(d_{\perp} - d_0)/d_0],$$

где E — модуль Юнга; μ — коэффициент Пуассона; d₀ — межплоскостное расстояние для ненапряженного материала; d_⊥ — среднее межплоскостное расстояние для напряженного материала в направлении, перпендикулярном к поверхности образца.

В результате установлено (см. табл. 2), что величина макронапряжений сжатия ТГХ обработанной стали возрастает в 1,7 раза по сравнению с необработанной сталью и сравнима с уровнем напряжений, создаваемых

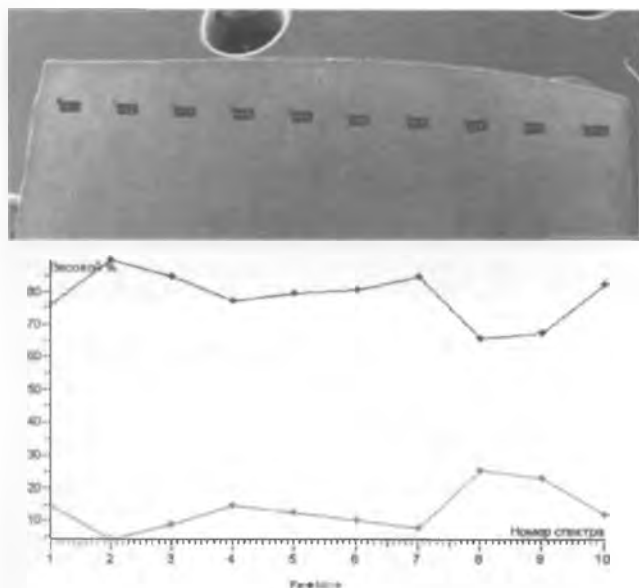


Рис. 9. Точечное распределение элементов на поверхности стали У8, подвергнутой ТГХО в оптимальной вододисперсной среде на основе $TiO_2 + MoO_3$

методами пластической деформации (ППД, МГПД и др.) [27, 28]. Если при ППД сплавов создается плотность дислокаций, равная $10^{10} - 10^{12}$ на $см^{-2}$ [9, 29], то при ТГХО стали число дислокаций по сравнению с исходным состоянием существенно не меняется (см. табл. 2).

Микронапряжения (2-го рода) в ТГХ упрочненной стали выявлены не были, не отмечено также статических искажений решетки [25, 26].

Если растягивающие напряжения способствуют самопроизвольному зарождению и распространению трещин, то зональные сжимающие напряжения благоприятно уравнивают раз-

рушающие напряжения, возникающие при эксплуатации инструментов и деталей машин, увеличивают их выносливость и живучесть.

Применение результатов исследований

В результате производственных испытаний установлено, что ТГХО с использованием вододисперсных оксидных составов позволяет увеличить износостойкость различных видов стальных инструментов и деталей машин в 1,3–4,5 раза, по сравнению со стандартно термообработанными (табл. 3). Процесс термогидрохимической обработки внедрен в Беларуси на предприятиях «МТЗ», «БелАЗ», «Мотовело» и др.

Выводы

1. Разработанный процесс термогидрохимической обработки имеет двойственный характер упрочнения: на поверхности стали осаждается наноструктурированное твердосмазочное покрытие, а в подслое создается зона высоких напряжений сжатия, сравнимых с уровнем напряжений, создаваемых методами поверхностной пластической деформации.

2. При термогидрохимической обработке формируются два типа композиционных структур: 1) структура композиции «твердосмазочный слой—переходный слой—матрица», состоящая из макроэлементов (матрица, слой) с различными свойствами; 2) нанокompозитная структура твердосмазочного покрытия после его нагрева выше $500\text{ }^{\circ}C$, в которой оптимально чередуются

3. Результаты испытаний изделий и инструментов, подвергнутых ТГХО

Вид инструмента, изделия	Материал инструмента, изделия	Место испытаний (название компании)	Повышение стойкости, K_w
Метчики	Быстрорежущие стали	«Daewoo» (Корея), «ПМЗ», «УМПО» (РФ), «БелАЗ», «МТЗ», «Мотовело» (РБ)	2–4,1
Ленточные пилы	Быстрорежущие стали	«VUNZ» (Чехия)	2,5–3
Сверла	Быстрорежущие стали	«PS» (Словакия), «VUNZ» (Чехия), «Дукс» (РФ), «Мотовело», «БелАЗ» (РБ)	1,8–2,9
Зенкера	Быстрорежущие стали	«САЛЮТ», «Искра», ВТЗ (РФ)	1,8–3
Развертки	Быстрорежущие стали	«Мотовело», «БАТЭ», «АГУ» (РБ)	1,5–2,7
Протяжка	Быстрорежущие стали	«Мотовело», «АГУ» (РБ)	2–2,5
Резцы	Быстрорежущие стали	«Мотовело», «БелАЗ» (РБ)	1,3–1,9
Долбяки	Быстрорежущие стали	«Мотовело» (РБ)	1,6–2,1
Фрезы	Быстрорежущие стали	«Мотовело», «БелАЗ», «МТЗ» (РБ)	2–4,5
Ножи для обработки стекловолокна	Быстрорежущие стали	«Skloplast» (Словакия)	1,9–2,2
Штампы холодного деформирования	Штамповые стали	«ZVL-LSA» (Словакия), «БелАЗ» (РБ)	1,8–2,5
Втулки для автосамосвала «БелАЗ»	Конструкционные стали	«БелАЗ» (РБ)	1,5–2

нано- и микроэлементы (нано- и поликристаллиты).

3. В результате оптимизации процесса термогидрохимической обработки стали У8 коэффициент трения ее поверхности при сухом трении скольжения снизился в 8,3 раза по сравнению с необработанной сталью. Отмечена высокая термическая стабильность нанокompозитных структур полученных покрытий, которые после нагрева до 1050 °С сохраняют низкий коэффициент трения ($f = 0,09$) при отсутствии смазки.

4. Разработан простой безэлектролизный способ термогидрохимической обработки, который позволяет повысить стойкость различных видов стальных инструментов и деталей машин в 1,3—4,5 раза, по сравнению со стандартно термообработанными.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент 2023027 (Российская Федерация) Шматов А.А., Ворошнин Л.Г. Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали. Бюл. 21, 1994.
2. Шматов А.А. Комбинированное объемно-поверхностное упрочнение стального режущего инструмента // Вест. Брест. гос. тех. ун-та. Сер. Машиностроение. 2008. № 4. С. 16—21.
3. Шматов А.А. Нанотехнология низкотемпературного термомеханического упрочнения готового к эксплуатации инструмента. Сб. науч. тр. Наноструктурные материалы: получение, свойства, применение. Мн. 2009. С. 221—230.
4. Шматов А.А. и др. Компьютерное проектирование процесса ТГХО для формирования твердосмазочных покрытий на инструментальной стали У8 // Вест. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. Промышленность. 2010. № 2. С. 139—146.
5. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.
6. Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. Металлофизические основы упрочняющих технологий. М.: Машиностроение, 2003. 384 с.
7. Тушинский Л.И., Плохов А.В. Исследование структуры и физико-химических свойств покрытий. Новосибирск: Наука, 1980. 178 с.
8. Савицкий Е.М., Клячко В.С. Металлы космической эры. М.: Металлургия. 1978. 120 с.
9. Материаловедение: учебник для вузов / Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 648 с.
10. Верещака А.С., Третьяков И.П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1986. 192 с.
11. Шерба В.Я., Лисовский А.Л. Новые композиционные материалы: учеб.-метод. комплекс. Новополоцк: ПГУ, 2009. 220 с.
12. Справочник по композиционным материалам / Пер. с англ. под ред. Дж. Любина. М.: Машиностроение, 1988. Т. 1. 447 с., Т. 2. 581 с.
13. Антонюк В.С., Ляшенко Б.А., Сорока Е.Б. Выбор параметров покрытий с дискретной структурой при упрочнении поверхности режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 3. С. 21—27.
14. Лыгденюв Б.Д. Фазовые превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-термоциклической обработкой // Дис. ... канд. техн. наук. 01.04.07. Новокузнецк. 2004. 21 с.
15. Материаловедение. Технология конструкционных материалов / Под ред. В.С. Чердниченко. М.: Омега-Л, 2008. 752 с.
16. Наноструктурные материалы-2008 / (НАНО-2008). Материалы Первой междунар. науч. конф. Мн.: Белорус. наука, 2008. 765 с.
17. Гаркунов Д.Н., Корник П.И. Виды трения и износа. Эксплуатационные повреждения деталей машин. М.: Изд-во МСХА, 2003. 344 с.
18. Мышкин Н.К., Петроковец М.И. Трение, смазка, износ. М.: Физматлит, 2007. 368 с.
19. Польшер Г., Майсснер Ф. Основы трения и изнашивания. М.: Машиностроение, 1984. 264 с.
20. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. Т. 2. 135 с.
21. Витязь П.А. Твердосмазочные покрытия в машиностроении. Мн.: Бел. наука, 2007. 170 с.
22. Бельский С.Е., Тофпенек Р.Л. Структурные факторы эксплуатационной стойкости режущего инструмента. Мн.: Наука и техника, 1984. 128 с.
23. Суздаев И.П. Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. М.: КомКнига, 2006. 592 с.
24. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2009. 416 с.
25. Уманский Я.С. и др. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия М.: Металлургия, 1982. 632 с.
26. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 107 с.
27. Научные основы повышения малоциклового прочностного / Под ред. Н.А. Махутова. М.: Наука, 2006. 623 с.
28. Бойцов В.Б., Чернявский А.О. Технологические методы повышения прочностных и долговечности. М.: Машиностроение, 2005. 128 с.
29. Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А. Материаловедение и технология металлов. М.: Изд-во Оникс, 2007. 624 с.