

УДК 621.78.001; 621.81

УПРОЧНЯЮЩИЙ ЭФФЕКТ ТЕРМОГИДРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

*канд. техн. наук, доц. А.А. ШМАТОВ**(Белорусский национальный технический университет, Минск)*

Представлены результаты разработки методологических принципов создания термогидрохимической обработки (ТГХО). Процесс ТГХО включает химическую обработку поверхности в специальной вододисперсной среде и собственно термообработку. Исследованы напряженное состояние и свойства инструментальных материалов, подвергнутых ТГХО. Разработанная технология повышает стойкость стальных, твердосплавных и алмазных инструментов в 1,3...8 раз по сравнению с необработанными.

Введение. Проблема повышения долговечности инструментов, приспособлений и деталей машин, по-прежнему, остается актуальной. Решить ее можно путем применения различных способов упрочнения. Наибольший научный и практический интерес в этом плане представляет низкотемпературный процесс термогидрохимической обработки (ТГХО), поскольку он отличается высокой эффективностью и производительностью, применим для готовых к эксплуатации изделий из различных материалов [1–5].

Несмотря на достигнутые успехи в области упрочнения, инструменты являются наиболее слабым звеном всего технологического процесса изготовления деталей машин и изделий. В этой связи разработка научной методологии создания новых технологий упрочнения инструментальных материалов является важной составляющей высокоэффективного развития отечественной техники и промышленности.

В данной работе рассмотрены принципы разработки технологии термогидрохимической обработки инструментальных материалов, механизмы и характер их упрочнения, примеры реализации процесса ТГХО.

Анализ механизмов упрочнения инструментальных материалов. Современные представления об упрочнении материалов строятся на основе двух основных подходов: энергетического [6] и структурно-химического [7–11]. В настоящей работе впервые предложена классификация структурно-энергетических механизмов упрочнения инструментальных материалов (рис. 1).

Согласно теории Дж. Мартина, Р. Дозрти, С.Т. Конобеевского и других о стабильности микроструктур металлических систем, максимально улучшенными свойствами обладают материалы с метастабильными микроструктурами [6; 8]. Сплав может иметь единственную стабильную и бесконечное множество нестабильных микроструктур. Поскольку сплав термодинамически нестабилен, структура может меняться со временем и с изменением температуры; в этом случае теряются все ее преимущества. При нагреве их термическая устойчивость определяется температурой начала превращений в менее желательные структуры. Нестабильность структуры может быть вызвана изменением химической свободной энергии, влиянием энергии деформации и поверхностей раздела, влиянием энергии электромагнитных источников и др. [6].

Отмечены два пути формирования метастабильных микроструктур:

- 1) создание избыточной свободной энергии материала и окружающей среды;
- 2) создание избыточной свободной энергии внешней и внутренней поверхности раздела инструментального материала.

Движущей силой изменения микроструктуры является уменьшение свободной энергии атомов ΔF , но для перехода в стабильное состояние им требуется преодолеть энергетический барьер и затратить избыточную свободную энергию активации ΔF_A . Чем больше прирост этой энергии, тем более нестабильны атомы; они находятся в активированном состоянии. Свободная энергия системы и поверхности зависит от различных факторов: температуры, давления, химической концентрации и др. [6]. Поэтому чтобы получить избыточную свободную энергию ΔF_A , создают наибольший градиент температур, напряжений, химических концентраций, других параметров в материале и внешней среде. Причем эти процессы должны быть скоротечны.

На основании представленного выше анализа нами предложена гипотеза о том, что прирост свободной энергии можно достичь при быстрой циклической смене параметров процесса (температуры, напряжений, давления, химических концентраций, др.) даже с невысоким их градиентом. Например, высокометастабильные структуры материалов можно сформировать при термоциклической парожидкой трансформации (ПЖТ) или кипении вододисперсной среды. Повышения свободной энергии поверхности раздела можно достичь и за счет поверхностного насыщения материала различными дефектами решетки (вакансиями, дислокациями и т.п.), атомами легирующих элементов, а также созданием многофазной и сильно измельченной (нано-) структуры (см. рис. 1).

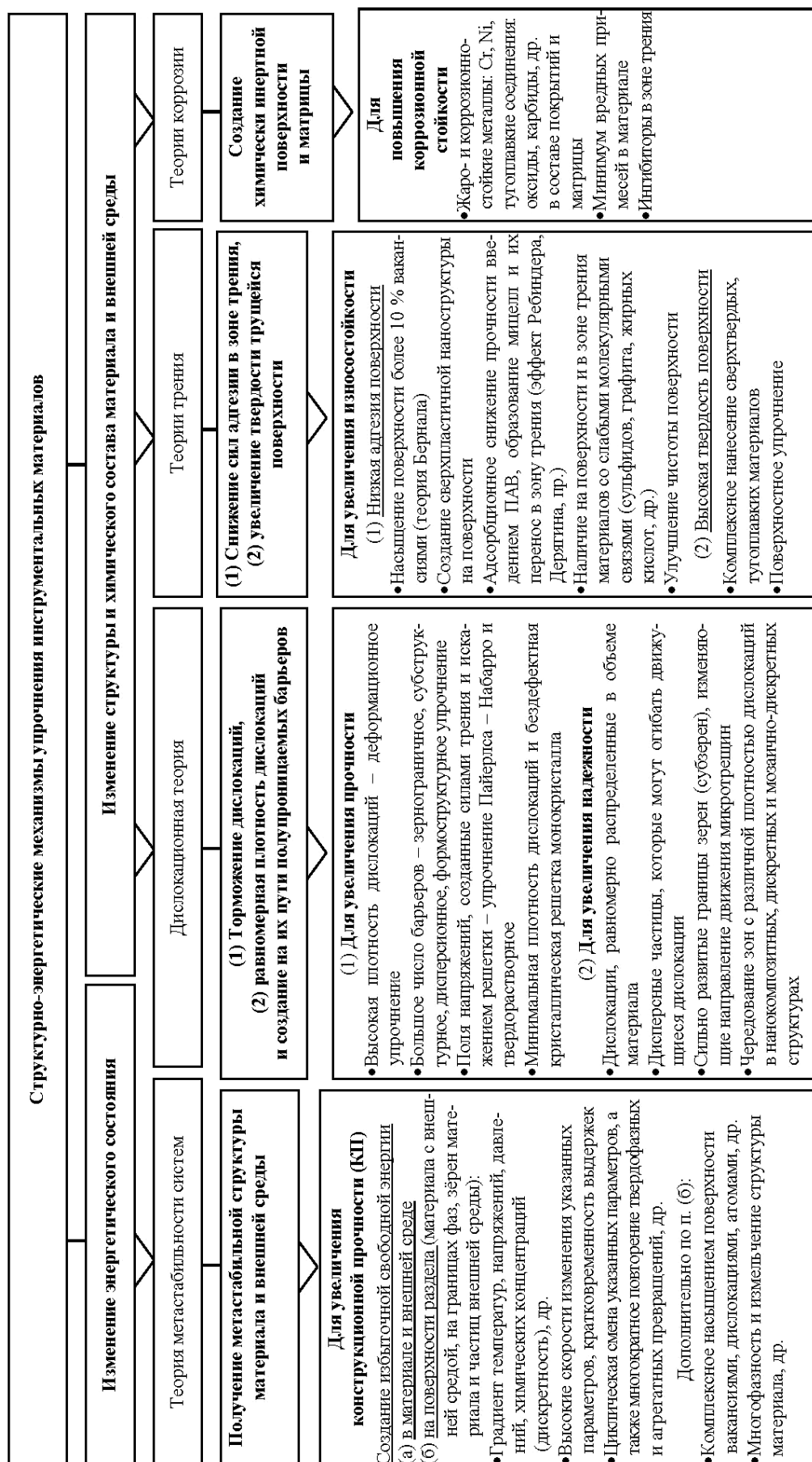


Рис. 1. Классификация структурно-энергетических механизмов упрочнения инструментальных материалов

В основе структурного упрочнения металлических и керамических материалов с кристаллической структурой лежит дислокационная теория, согласно которой упрочнение есть результат взаимодействия дислокаций с препятствиями различного порядка: дислокациями, элементами субструктуры, границами зерен, растворенными атомами, дисперсными частицами [9; 11]. Повышение прочностных характеристик создается торможением дислокаций комбинацией указанных препятствий, а увеличение надежности (вязкости разрушения, пластичности) – за счет огибания регулярно расположенных дисперсных частиц движущимися дислокациями при равномерном распределении их в объеме и за счет затруднения развития хрупкой микротрещины в сильно измельченных зернах и субзернах, границы которых изменяют направление движения трещины.

Повышение прочности металлических материалов достигается за счет трения кристаллической решетки силами Пайерлса – Набарро (σ_0) [11] или уровнем структурных напряжений решетки ($\Delta\sigma_H$), а также суммарным вкладом твердорастворного ($\Delta\sigma_{Т.Р.}$), дислокационного (деформационного) ($\Delta\sigma_D$), зернограницного ($\Delta\sigma_3$), субструктурного ($\Delta\sigma_C$) и дисперсионного ($\Delta\sigma_{дисп.}$) упрочнения. В работах [11] отмечено различное влияние на упрочнение железоуглеродистого сплава его структуры (перлита, феррита и мартенсита), тем не менее расчет зернограницного и субструктурного упрочнения ведется по размеру зерна или субзерна (табл. 1) на основании формулы Холла – Петча. Поскольку существуют различные формы структурных составляющих (например, у мартенсита – реечный и пакетный; у перлита – пластинчатый и зернистый), что определенно влияет на прочность сплава, в настоящей работе предложено учитывать это упрочнение как «формоструктурное» ($\Delta\sigma_{ФОРМ.}$), которое еще обозначается как «структурные особенности матричной фазы». Этот механизм упрочнения можно оценивать размером пластин (d) мартенсита и перлита наряду с долей их распределения в матрице (f).

Таблица 1

Известные структурные механизмы упрочнения стали (0,25 % С) по теории дислокаций [19; 20]

Механизм упрочнения	Структура	Компоненты механизма упрочнения
За счет напряжений решетки $\Delta\sigma_H$	Феррит + перлит Мартенсит	Изменение параметров кристаллической решетки матрицы на основе феррит + перлит, мартенсит, пр.
Твердорастворный $\Delta\sigma_{Т.Р.}$	Мартенсит	Легирование феррита
	Мартенсит	Легирование мартенсита
Дислокационный $\Delta\sigma_D$	Феррит + перлит	Дислокации в феррите ($\rho = 10^7 \dots 10^8$)
	Мартенсит	Дислокации в мартенсите ($\rho = 10^{10} \dots 10^{12}$)
Зернограницный $\Delta\sigma_3$	Феррит + перлит	Размер зерен
	Мартенсит	Размер мартенситных пакетов, двойников
Субструктурный $\Delta\sigma_C$	Феррит + перлит	Размер субзерен
	Мартенсит	Размер субзерен в мартенситном пакете
Дисперсионный $\Delta\sigma_{дисп.}$	Феррит + перлит	Перлитная составляющая
	Мартенсит	Дисперсные карбиды в феррите и отпущенном мартенсите

Согласно Оровану [9], физический смысл упрочнения состоит в том, что прирост предела текучести $\Delta\sigma_T$ в сравнении с идеальным бездефектным материалом – это сумма вкладов действующих механизмов упрочнения:

$$\Delta\sigma_T = \Sigma\Delta\sigma_i = \Delta\sigma_H + \Delta\sigma_{Т.Р.} + \Delta\sigma_D + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_C + \Delta\sigma_{дисп.} + \Delta\sigma_{ФОРМ.}$$

С другой стороны, максимальной прочностью обладают бездефектные монокристаллы и наноматериалы, имеющие минимальное количество дислокаций в кристаллической решетке [11]. Увеличение надежности можно создавать путем чередования структурных зон с различной плотностью дислокаций, например, в нанокомпозитах, когда в бездислокационных нанозернах отсутствуют очаги образования микротрещин, а развитие трещин затрудняется при формировании несплошных покрытий и материалов с дискретной, мозаично-дискретной и наноструктурой [11–14]. Все вышесказанное не противоречит теории дислокаций.

Помимо дислокационного механизма существуют другие структурные механизмы упрочнения инструментальных материалов, связанные с поверхностными процессами трения и коррозии. Согласно современным теориям трения и износа (молекулярно-механической, адгезионно-деформационной, молекулярно-атомистической, дислокационно-вакансионной и др.) сопротивляемость изнашиванию можно повысить двумя путями: 1) снижением прочности адгезионной связи в узле трения; 2) увеличением твердости трущейся поверхности [7; 8]. Первый путь достигается (см. рис. 1) насыщением поверхности вакансиями (более 10 %), когда по теории Бернала любое твердое тело приобретает свойства жидкости;

нанесением твердосмазочных покрытий из наноразмерных и слоистых материалов; введением в зону трения этих твердосмазочных компонентов, а также поверхностно-активных веществ (ПАВ), которые снижают адсорбционную прочность твердого тела (эффект Ребиндера), и др. Второй путь достигается при формировании оксидной пленки определенного состава и структуры (эффект Роско) и другими известными способами повышения твердости поверхности инструмента.

При трении следует учитывать температурный фактор, когда при определенной температуре: 1) скачкообразно возрастает скорость коррозии и идет диффузионное перераспределение элементов в матрице, приводящее к износу инструмента; 2) происходит деструкция смазочного материала, в результате чего теряются его антифрикционные свойства [7; 8]. В этом случае инструментальные сплавы следует защищать и легировать коррозионно-стойкими металлами и соединениями, а также использовать другие меры защиты (см. рис. 1).

Научные принципы и подходы, положенные в основу создания термогидрохимической обработки

1. Согласно теории Дж. Мартина, Р. Доэрти, С.Т. Конобеевского максимально улучшенными свойствами обладают стали и сплавы с метастабильными микроструктурами, которые получают при значительном градиенте температур и напряжений, химическом градиенте, при большой развитости поверхностей раздела, при интенсивной пластической деформации и других воздействиях [6]. Классическим низкотемпературным способом получения метастабильных структур является процесс безэлектролизного осаждения из сильно пересыщенных водных растворов [6; 15]. Главным преимуществом перед другими процессами формирования метастабильных структур является то, что данный способ химического осаждения позволяет проводить при температурах ниже начала структурных (разупрочняющих) превращений и сохранять размеры изделий в допустимых пределах; применяют для готовых изделий после финишной обработки. При этом способе отпадает необходимость последующей высокотемпературной термообработки, когда при нагреве выше $0,3...0,6 T_{пл.}$ разрушаются многие из наиболее метастабильных структур [6; 15]. В условиях сверхвысокой химической нестабильности, присущей процессу бестокового осаждения и другим известным способам, таким как «varosol» (осаждение из паровой фазы на сильно охлажденную подложку), «liquisol» (закалка разбрызгиванием капель расплава на холодную подложку с высокой теплопроводностью), возможно формирование аморфной или нанокристаллической структуры. Безэлектролизное осаждение металла Me представляет собой синтез или химическое восстановление ионов Me^{+n} в присутствии катализатора по реакции [15]: $Me^{+n} + ne^-$ (восстановитель) $\rightarrow Me^0$.

Роль катализатора первоначально выполняет металлическая подложка из Fe, Ni, Co, Al, др., поверхность которой имеет избыточную свободную энергию, а в дальнейшем – образовавшееся покрытие. Каталитическое действие подложки обусловлено правилом электроположительности: металл покрытия должен быть электроположительнее металла, на который осаждается. Поэтому число этих покрытий ограничено: можно осадить некоторые металлы (Ni, Co, Cu, Sn, Ag, др.), сплавы (Ni-Co, Ni-Sn, др.), их твердые растворы (Ni-P, Co-P, Ni-B, Co-W-P) и соединения (PbS, CuS, SnS, PbSe, др.) [15]. При введении в состав металлического покрытия дисперсной фазы из сверхтвердых и антифрикционных материалов формируются комплексные химические покрытия (КХП); из-за малой растворимости и плохой адгезии этих компонентов в металлическом осадке их эффективность невысокая. При нанесении покрытий на неметаллические материалы, которые не являются катализаторами, требуется специальная обработка и активация поверхности. Поскольку безэлектролизное химическое покрытие формируется в результате поступления атомов при температурах ниже температуры кипения, неравновесное состояние осаждаемого материала обусловлено в основном градиентом химической концентрации сильно пересыщенных водных растворов [6].

При разработке технологии ТГХО в наибольшей мере реализуются термохимические источники воздействия на структуру инструментальных материалов, чтобы сформировать высокометастабильные структуры. Для предлагаемого процесса ТГХО свойственна сверхвысокая химическая нестабильность, созданная несколькими механизмами упрочнения (см. рис. 1):

- значительным градиентом химической концентрации дисперсной фазы в насыщающей среде;
- сильно развитой поверхностью элементов наноструктуры твердого осадка, образуемого как в насыщающей среде, так и на поверхности инструментальных материалов;
- парожидкой трансформацией, когда циклически повторяются превращения «жидкость ↔ пар» водной среды при температуре ее кипения.

2. Термогидрохимическая обработка предназначена химически осаждать на поверхности различных материалов антифрикционные твердосмазочные покрытия, которые обладают резервными возможностями в жестких и катастрофических условиях эксплуатации инструментов и машин [7; 16]. Покрытия приобретают твердосмазочные свойства в случае, когда:

- созданы из материалов со слоистой поликристаллической структурой и со слабыми молекулярными связями: на базе графита, сульфидов, фосфидов, жирных кислот и др.;
- сформированы на основе наноструктурированных тугоплавких и сверхтвердых материалов;

- реализуется теория Бернала, согласно которой любое твердое тело приобретает свойства жидкости, если в кристаллической решетке содержится более 10 % вакансий;
- реализуется эффект Ребиндера при участии ПАВ, который ведет к пластифицированию поверхностного слоя и созданию положительного градиента механических свойств в зоне трения;
- реализуется эффект Киркиндала, который приводит к селективному растворению из сплава легирующих элементов вследствие различия их электрохимических потенциалов, в результате чего формируется квазжидкая пленка, снижающая коэффициент трения и фрикционный разогрев [8].

Термогидрохимическая обработка – наиболее простой и универсальный метод получения твердосмазочных покрытий. С помощью этого метода можно создавать наноструктурированные покрытия на основе оксидов, сульфидов, карбидов, алмаза, других антифрикционных материалов и их композиций [1–5]. Наноструктурированные покрытия обладают сверхпластичностью, они облегчают разрыв адгезионных соединений в зоне трения; в то же время твердость наноматериалов из металлов и тугоплавких соединений возрастает 2...3 раза [3; 4]. Триботехнические свойства наноструктурированных покрытий сильно зависят от толщины слоя; оптимальной считается толщина от нескольких десятков до сотен нанометров [8; 16]. Данные покрытия можно наносить на готовые к эксплуатации инструменты, поскольку в результате ТГХО сохраняется исходная структура инструментального материала (механически не разупрочняется); при этом конечные размеры и форма инструментов практически не меняются. С другой стороны, в условиях интенсивной эксплуатации инструмента, когда в зоне трения отсутствует смазка или ее подача ограничена, наилучшим способом снижения трения рабочей кромки инструмента является твердосмазочное покрытие, гарантирующее длительную работу инструмента.

3. Хотя сульфиды и оксиды обладают наилучшими антифрикционными свойствами в атмосферных условиях, предпочтение отдается оксидам, поскольку они являются постоянной составляющей граничного слоя, образующегося при трении любого твердого тела [7]. Однако оксиды трения хрупкие [8], поэтому так важно иметь на поверхности сверхпластичные нанокристаллические оксиды. При формировании оксидной пленки определенного состава и структуры можно получить поверхностное упрочнение (эффект Роско) и снижение сопротивления сдвигу при трении в присутствии ПАВ (эффект Ребиндера) [7; 17]. Использование оксидов в процессе ТГХО отвечает требованиям его биосовместимости и экологической безопасности.

4. Для создания более высокого химического градиента целесообразно проводить процесс ТГХО в вододисперсной насыщающей среде. Обязательным условием образования дисперсной системы являются:

- взаимная нерастворимость дисперсной фазы и среды (воды);
- высокая раздробленность частиц дисперсной фазы, степень дисперсности δ которой есть величина, обратная среднему диаметру d частиц: $\delta = 1/d$, м^{-1} . Диспергирование грубодисперсных систем можно осуществлять химическим методом пептизации, добавляя пептизатор (диспергатор), которым может быть ПАВ, электролит или растворитель. Важно, чтобы количество пептизатора было небольшое [15]. При ТГХО диспергирование водных грубодисперсных составов осуществляют при введении 5 % ПАВ, что позволяет за счет адсорбции ПАВ реализовать эффект П.А. Ребиндера, когда при многократном снижении прочности разрушаются твердые частицы, и реализовать теорию Б.В. Дерягина, когда в результате расклинивающего давления в тонких пленках и частичного образования адсорбционных слоев происходит постепенный переход суспензии в коллоидный раствор (гидрозоли) [7].

5. Основным механизмом формирования покрытия и переноса частиц в вододисперсной среде, содержащей ПАВ, является мицеллоперенос материала [18]. В присутствии ПАВ снижается поверхностное натяжение и поверхностная энергия дисперсного раствора по сравнению с водой, за счет уменьшения межмолекулярного взаимодействия в поверхностном слое веществ; наблюдается положительная адсорбция насыщаемого вещества на поверхности твердых тел и границе раздела фаз. Согласно теории И. Ленгмюра, молекулы ПАВ, создавая мицеллы с насыщающим материалом, ориентируют их в плотном поверхностном слое твердого тела, создавая возможность контролируемого модифицирования поверхности мицеллами [18]. Массоперенос мицелл имеет место и в зоне трения, что существенно снижает изнашивание материалов.

6. Температура вододисперсной насыщающей среды ТГХО должна быть максимально высокой, близкой к кипению, поскольку с повышением температуры ускоряется движение (смещение ΔX) дисперсных частиц. Согласно М. Смолуховскому [15], броуновское движение тем интенсивнее, чем выше температура, меньше размер частиц и вязкость среды:

$$\Delta X^2 = RT/N \cdot \tau / 3\pi\eta r,$$

где ΔX – среднее смещение частицы; R – газовая постоянная, равная 8,31 Дж·моль/К; T – температура; N – число Авогадро; τ – время смещения; η – вязкость среды; r – радиус дисперсной частицы.

Объекты и методика исследований. Термогидрохимической обработке подвергали инструментальные стали Р18, Р6М5 и У8, твердые сплавы Т15К6, ВК8 и алмазосодержащие материалы на бакелитовой и никелевой связке. Сам процесс ТГХО осуществляли путем проведения двух операций: 1) гидрохимической обработки (ГХО) поверхности материалов при температуре 98...100 °С в течение 15...300 минут в специально приготовленном вододисперсном составе на базе ультра- и наноразмерных порошков тугоплавких соединений; термической обработки (ТО) при нагреве до 120...1050 °С и выдержке в течение 30...60 минут в окислительной или защитной среде.

Вододисперсную среду готовили путем введения в воду готовых наноразмерных частиц тугоплавких соединений либо по специальной технологии нанодиспергирования грубодисперсных частиц (до 5 мкм) тугоплавких соединений путем добавления 5 % водорастворимого ПАВа (сульфанола и др.) в водную суспензию. Готовым считался рабочий состав с кислотностью pH 6...9, которую устанавливали и поддерживали путем дозированного введения NH_4OH . Изотермическую выдержку инструментальных материалов проводили в воздушной среде до 250 °С, выше этой температуры – под слоем флюса SnCl_2 или плавкого затвора B_2O_3 .

Определение триботехнических свойств стальной и твердосплавной поверхности осуществляли на микротрибометре возвратно-поступательного типа по схеме «подвижный шарик – неподвижная плоскость» в паре трения: упрочненная плоскость – сталь ШХ15 (сфера диаметром 4 мм) [1–4].

Для изучения напряженного состояния инструментальных материалов, подвергнутых ТГХО, применяли микрорентгеноструктурный анализ. Рентгеновские съемки их поверхности выполнялись на дифрактометре ДРОН-3.0 в режиме сканирования по точкам в монохроматизированном $\text{CuK}\alpha$ -излучении.

Расчет макронапряжений осуществляли по методике одной съемки, как сумму главных напряжений σ_1 , σ_2 по формуле [19]:

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

где E – модуль Юнга; μ – коэффициент Пуассона; d_0 – межплоскостное расстояние для ненапряженного материала; $d_{\perp}$ – среднее межплоскостное расстояние для напряженного материала в направлении, перпендикулярном к поверхности образца.

Результаты исследований. Процесс ТГХО имеет двойственный характер упрочнения: на поверхности инструментальных материалов осаждается наноструктурированное твердосмазочное покрытие [1–5], в подслое формируется зона с полем высоких макронапряжений сжатия [3; 4].

Триботехнические исследования. В результате изучения влияния параметров процессов ТГХО на коэффициент сухого трения поверхности стали У8 и твердого сплава ВК6 (рис. 2, 3) установлен новый детерминированный по времени эффект упрочнения инструментальных материалов при циклической парожидкой трансформации внешней вододисперсной среды, содержащей [1–4] и не содержащей ПАВ. Это означает, что упрочнение создается только в начальный период циклической обработки, например, для стали У8 – при 50...60 мин, для сплава ВК6 – при 15 мин, а затем с увеличением времени процесса рабочие характеристики материалов снижаются.

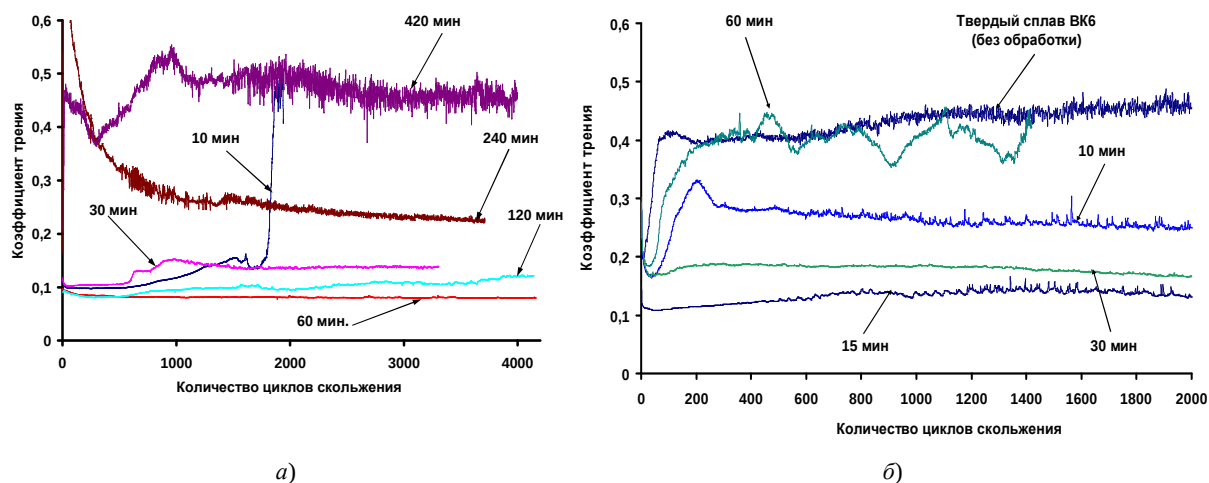


Рис. 2. Влияние времени процесса ТГХО на коэффициент трения стали У8 (а) и сплава ВК6 (б) при сухом трении скольжения.

Режим ТГХО: состав водной среды для ГХО на основе $\text{TiO}_2 + \text{MoO}_3 + \text{ПАВ}$ [1; 2]

а – для У8 ГХО $T = 100$ °С; $\tau = 1...2$ ч без ТО; б – для ВК6 при ГХО $T = 100$ °С, при ТО $T = 1000$ °С $\tau = 10$ мин;
условия испытаний: нагрузка 1 Н; длина хода (трека) 3 мм; скорость 4 мм/с

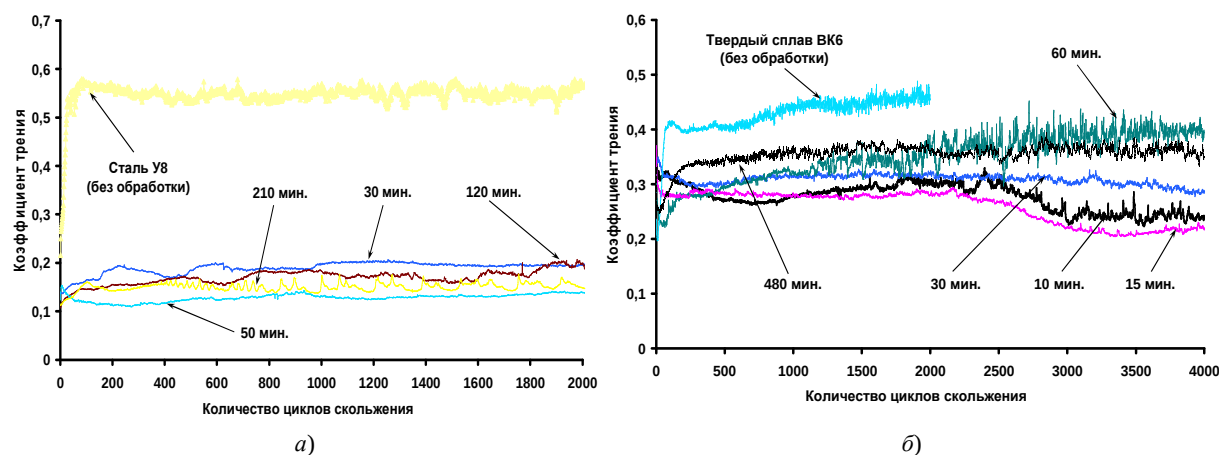


Рис. 3. Влияние времени процесса ТГХО на коэффициент трения стали У8 (а) и сплава ВК6 (б) при сухом трении скольжения.

Режим ТГХО: состав водной среды для ГХО на основе: FeO (без ПАВ)

ГХО для У8 и ВК6 при $T = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ без ТО;

условия испытаний: нагрузка 1 Н; длина хода (трека) 3 мм; скорость 4 мм/с

Оптимизация и компьютерное проектирование технологий ТГХО. В результате оптимизации процессов ТГХО стали У8 и твердого сплава ВК6 с помощью синтез-технологий определены технически оптимальные режимы и составы вододисперсных нанооксидных сред [1; 2]. Обработка инструментальных материалов по оптимальному режиму ТГХО позволяет снизить при отсутствии смазки коэффициент трения поверхности стали с 0,55...0,8 до 0,066 (в 8,3...12,1 раза), а твердого сплава – с 0,4...0,44 до 0,106 (в 3,8...4,1 раза), по сравнению с исходным состоянием. Выявлены новые особенности процессов ТГХО: 1) полученные покрытия имеют преимущества перед известными твердосмазочными покрытиями [16], поскольку не требуют приработки и сохраняют минимальные значения коэффициента трения при сухом скольжении в течение всего времени эксплуатации; 2) нанокompозитные структуры термически стабильны и после нагрева до 1035...1050 $^{\circ}\text{C}$ коэффициент трения покрытий на их основе мало уступает нанопокрyтиям, полученным в вододисперсной среде [1–4].

Напряженное состояние. Результаты рентгеноструктурного анализа представлены в таблицах 2, 3.

Таблица 2

Результаты рентгеновской съемки стали и твердого сплава [3, 4]

Материал	Режим обработки	Фаза (линия)	$2\theta_L$, град	$2\theta_0$, град	d_L , нм	d_0 , нм	σ , МПа	Плотность дислокаций, 10^9 см^{-2}
У8	ТО	$\alpha\text{-Fe}$ (220)	98,889	98,945	1,01379	1,0134	–270	2,77943
	ТГХО	[06-0696]	98,865	98,945	1,01408	1,0134	–470	2,77711
Т15К6	без обр.	WC (211)	117,30	117,29	0,90206	0,9020	–120	1,84246
	ТГХО	[25-1047]	117,26	117,29	0,90212	0,9020	–235	2,47587
ВК6	без обр.	WC (211)	117,30	117,29	0,90203	0,9020	–71	1,96186
	ТГХО	[25-1047]	117,25	117,29	0,90209	0,9020	–210	1,97629

Таблица 3

Результаты рентгеновской съемки алмазосодержащего материала [5]

Режим обработки	Фаза	$2\theta_{\psi}^{(311)}$, град	$2\theta_0^{(311)}$, град	$d_{\psi}^{(311)}$, нм	$d_0^{(311)}$, нм	$\sin^2 \psi$	σ , МПа
Без обработки	Ni	114,7	114,68	1,0631	1,0632	0,4132	–50
	C (алмаз)	112,57	112,5	1,0761	1,0765	0,4132	≈ -700
ТГХО	Ni	114,75	114,68	1,0627	1,0632	0,4132	–180
	C (алмаз)	112,5	112,5	1,0765	1,0765	0,4132	0

Рентгеноструктурный анализ показал, что после ТГХО в оптимальном режиме на поверхности стали У8 (HRC 60), твердых сплавов Т15К6, ВК6 и никелевой связки алмазосодержащего материала формируется зона сжимающих напряжений, в то время как в алмазных зернах они максимально компенсируют-

ся до нулевого значения [3–5]. Величина макронапряжений сжатия возрастает в 1,7...3,6 раза по сравнению с необработанными материалами и сравнима с уровнем напряжений, специально создаваемых методами пластической деформации (ППД, МГПД, ИПД) [20]. Если при холодной пластической деформации сплавов создается плотность дислокаций, равная $10^{10} \dots 10^{12}$ на см^{-2} [9; 20], то при ТГХО число дислокаций существенно не меняется по сравнению с исходным состоянием.

Применение результатов исследований. Предлагаемая технология ТГХО отличается простотой, экономичностью и высокой производительностью; она является финишной операцией упрочнения инструментальных материалов. Результаты производственных испытаний показали, что ТГХО с использованием вододисперсных составов позволяет увеличить стойкость различных видов инструментов в 1,3...8 раз по сравнению с необработанными. Следует отметить, что наивысшие показатели износостойкости режущих и штамповых инструментов достигнуты при обработке труднообрабатываемых и цветных сплавов. Технология ТГХО внедрена в Беларуси на предприятиях «БелАЗ», «Мотовело», «МТЗ» и других.

Таблица 4

Результаты испытаний инструментов, подвергнутых ТГХО

Вид инструмента	Материал инструмента	Место испытаний инструмента	Стойкость K_w
Метчики, плашки	б.р. стали*	«VUNZ» (Чехия), «Daewoo» (Корея), «САЛЮТ», «УМПО», «МПЗ» (Россия), «Экран» «БелАЗ», «МТЗ»	1,5...4,8
Ленточные пилы	б. р. стали	«VUNZ» (Чехия)	2,5...3
Сверла	б. р. стали	«PS» (Словакия), «VUNZ» (Чехия), «Мотовело», «БелАЗ»	1,8...4,2
Зенкера	б. р. стали	«САЛЮТ», «Искра», ВТЗ (Россия)	1,8...3
Развертки	б. р. стали	«Мотовело», «БАТЭ», «АГУ»	1,5...3,5
Протяжка	б. р. стали	«Мотовело», «БААЗ»	2...2,5
Резцы	б. р. стали	«Мотовело», «БелАЗ»	1,3... 1,9
Долбяки	б. р. стали	«Мотовело»	1,6...2,1
Фрезы	б. р. стали	«Мотовело», «БелАЗ», «МТЗ»	2...8
Ножи для обработки стекловолокна	б. р. стали	«Skloplast» (Словакия)	1,9...2,2
Штампы холодного деформирования	штамп. стали**	«ZVL-LSA» (Словакия), «БелАЗ»	1,8...3
Режущие пластины для чистовой токарной обработки	тверд. сплавы***	«БелАЗ», «БМЗ», «АГУ», «КЗТШ», «МПЗ»	1,3...2
Режущие пластины для черновой токарной обработки и фрезерования	тверд. сплавы	«САЛЮТ» (Россия), «МПЗ» «Мотовело», «БМЗ»	1,5...4
Волоки для металлокорда	тверд. сплавы	«БМЗ»	1,4...1,8
Сверла для обработки стекла	алмазсодерж.****	«Индмаш»	2,5...3,5
Шлифовальные чашки	алмазсодерж.	«БелАЗ», «МПЗ», «Калибр»	1,6...2,7

б. р. стали* – быстрорежущие стали; штамп. стали** – штамповые стали; тверд. сплавы*** – твердые сплавы; алмазсодерж.**** – алмазосодержащие материалы.

В заключение исследования можно сделать следующие **выводы**:

1) обнаружен и практически реализован детерминированный по времени эффект упрочнения стали и твердого сплава при термоциклической парожидкой трансформации внешней вододисперсной среды, содержащей и не содержащей ПАВ;

2) процесс ТГХО имеет двойственный характер упрочнения инструментальных материалов: на их поверхности осаждаются наноструктурированные твердосмазочные покрытия, а в подслое формируется зона макронапряжений сжатия до 200...400 МПа, сравнимых с уровнем напряжений, создаваемых методами ППД;

3) обработка инструментальных материалов по оптимальному режиму ТГХО позволяет снизить при отсутствии смазки коэффициент трения поверхности стали с 0,55...0,8 до 0,066 (в 8,3...12,1 раза), а твердого сплава – с 0,4...0,44 до 0,106 (в 3,8...4,1 раза) по сравнению с исходным состоянием;

4) разработан простой и экономичный способ термогидрохимической обработки инструментальных материалов, использование которого позволяет повысить эксплуатационную стойкость различных видов инструментов в 1,3... 8 раз и выше по сравнению с необработанными.

ЛИТЕРАТУРА

1. Компьютерное проектирование процесса ТГХО для формирования твердосмазочных покрытий на инструментальной стали У8 / А.А. Шматов [и др.] // Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. Промышленность. – 2010. – № 2. – С. 139–146.

2. Исследование и компьютерное проектирование процесса ТГХО твердого сплава ВК6 / А.А. Шматов [и др.] // Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. Промышленность. – 2010. – № 8. – С. 125–133.
3. Шматов, А.А. Формирование композиционной структуры при термогидрохимической обработке твердого сплава / А.А. Шматов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 2. – С. 33–40.
4. Шматов, А.А. Формирование композиционной структуры при термогидрохимической обработке стали / А.А. Шматов, Г.К. Жавнерко, Ю.О. Лисовская // Материаловедение. – 2013. – № 1. – С. 43–50.
5. Шматов, А.А. Низкотемпературное поверхностное упрочнение алмазного инструмента / А.А. Шматов, О.О. Смиловенко // Вестн. Белорус. нац. техн. ун-та. Сер. Машиностроение. – 2009. – № 1. – С. 27–32.
6. Martin, J.W. Stability of microstructure in metallic systems / J.W. Martin, R.D. Doherty. – London, New York, Melbourne: Cambridge University Press, 1978. – 280 p.
7. Мышкин, Н.К. Трение, смазка, износ / Н.К. Мышкин, М.И. Петроковец. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. – 368 с.
8. Польшер, Г. Основы трения и изнашивания / Г. Польшер, Ф. Майсснер. – М.: Машиностроение, 1984. – 264 с.
9. Приходько, В.М. Металлофизические основы упрочняющих технологий / В.М. Приходько, Л.Г. Петрова, О.В. Чудина. – М.: Машиностроение, 2003. – 384 с.
10. Жуков, А.Н. Основы металловедения и коррозии: учебник / А.Н. Жуков, А.И. Малахов. – М.: Высш. школа, 1991. – 168 с.
11. Лахтин, Ю.М. Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
12. Щерба, В.Я. Новые композиционные материалы: учеб.-метод. компл. / В.Я. Щерба, А.Л. Лисовский. – Новополоцк: ПГУ, 2009. – 220 с.
13. Антонюк, В.С. Выбор параметров покрытий с дискретной структурой при упрочнении поверхности режущего инструмента / В.С. Антонюк, Б.А. Ляшенко, Е.Б. Сорока // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 3. – С. 21–27.
14. Лыгденов, Б.Д. Фазовые превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-термоциклической обработкой: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / Б.Д. Лыгденов. – Новокузнецк, 2004. – 21 с.
15. Вассерман, И.М. Химическое осаждение из растворов / И.М. Вассерман. – Л.: Химия, 1980. – 208 с.
16. Твердосмазочные покрытия в машиностроении / П.А. Витязь [и др.]. – Минск: Белорус. наука, 2007. – 170 с.
17. Фридман, Я.Б. Механические свойства металлов / Я.Б. Фридман. – М.: Машиностроение, 1974. – Т. 2. – 135 с.
18. Поляченко, О.Г. Физическая и коллоидная химия / О.Г. Поляченко, Л.Д. Поляченко. – Могилев: УО «МГУП», 2008. – 196 с.
19. Горелик, С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М.: Металлургия, 1970. – 107 с.
20. Научные основы повышения малоциклового прочностного / Н.А. Махутов [и др.]; под ред. Н.А. Махутова. – М.: Наука, 2006. – 623 с.

Поступила 07.05.2014

STRENGTHENING EFFECT OF THERMO-HYDROCHEMICAL TREATMENT FOR TOOL MATERIALS

A. SHMATOV

The results of development for the methodological principles of creating thermo-hydrochemical treatment (THCT) are presented in the paper. The process involves (1) the chemical treatment of surface in an special aqueous nano-sized suspension and (2) subsequent heat treatment. The stress state and properties of tool materials, subjected to THCT process, are examined. Developed technology permits increasing the wear resistance of steel, carbide and diamond tools by the factor of 1.3...8 in comparison with untreated its.