

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ ПОСЛЕ ХТО НА СТОЙКОСТЬ ФИЛЬТЕР ДЛЯ ПРОТЯГИВАНИЯ МЕТАЛЛОПРОКАТА В УСЛОВИЯХ МИНСКОГО ТРАКТОРНОГО ЗАВОДА

М.В. СИТКЕВИЧ, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет

В статье рассматривается технология диффузионного упрочнения без использования специального оборудования. Технология основана на применении новых видов диффузионноактивных смесей, которыми засыпаются готовые изготовленные в окончательный размер изделия. Процесс проводится в обычных печах с воздушной атмосферой. Обеспечивается увеличение долговечности изделий за счет повышения твердости, износостойкости поверхностных слоев. Технология предназначена для упрочнения быстроизнашивающихся деталей машин, инструмента, оборудования.

Ключевые слова: технология диффузионного упрочнения, долговечность изделий, быстроизнашивающиеся детали машин, инструмента, оборудования.

INFLUENCE OF STRUCTURAL FACTORS AFTER CHEMICAL TREATMENT RESISTANCE FILTER FOR PULLING ROLLED STEEL IN CONDITIONS OF MINSK TRACTOR WORKS

M.V. SITKEVICH, Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University

The article describes the technology of diffusion hardening without special equipment. Technology is based on application of high-diffusionable mixtures that cover products worked to finished dimensions. The process is performed in ordinary air furnaces. It provides increasing of parts endurance due to rise of hardness and wear-resistance of surface layers. Technology is aimed to harden fast-wearied parts of machines, tools and equipment.

Keywords: diffusion hardening technology, product durability, wear parts of machines, tools, equipment.

Для изготовления различных видов быстроизнашивающихся деталей оснастки для протягивания металлопроката (фильеров) на Минском тракторном заводе (МТЗ) используются преимущественно стали У8, У10, 7Х3. Для повышения свойств поверхностных слоев изделий из этих сталей могут быть выполнены различные методы химико-термической обработки (ХТО). При этом наибольший интерес представляют процессы, протекающие в условиях нагрева в обычных камерных печах с окислительной атмосферой без использования специального оборудования и устройств.

В настоящее время на кафедре «Материаловедение в машиностроении» БНТУ разработаны порошковые среды для получения диффузионных покрытий с различными показателями свойств. В случае деталей, работающих в контакте с абразивным материалом, когда имеет место преимущественное изнашивание их поверхностных слоев, наиболее рационально использование смесей для получения диффузионных покрытий на основе высокотвердых фаз.

На первоначальном этапе в условиях МТЗ с целью повышения долговечности фильер для протягивания металлопроката проведены работы по применению процессов диффузионного упрочнения с использованием порошковых смесей для борирования. Как известно, борированные диффузионные слои, состоящие из высокотвердых фаз FeB и Fe₂B, обеспечивают высокие показатели твердости и износостойкости. Однако производственные испытания борированных фильер показали, что при существенном повышении износостойкости в результате значительных удельных давлений, имеющих место в процессе протягивания металлопроката, на отдельных фильерах имелись сколы высокотвердого, но довольно хрупкого поверхностного борированного слоя, что является отрицательным фактором при их использовании для данного вида инструментальной оснастки. Снизить хрупкость боридных диффузионных покрытий можно за счет структурного регулирования при двухкомпонентном диффузионном насыщении поверхностных слоев стальных деталей бором и кремнием, когда среди высокотвердых хрупких боридов в структуре появляются относительно мягкие силициды железа.

Ниже представлены результаты исследований образцов ряда штамповых сталей после борирования и боросилицирования при температурах 900–1000 °С в смесях, в которых поставщиком актив-

ных атомов бора являлся карбид бора, поставщиком атомов кремния – компонент на основе SiO_2 , в качестве газогенерирующего активатора использовался фтористый натрий. Типовые структурные изменения в зависимости от параметров ХТО, существенно сказывающиеся на свойствах, четко проявляются на примере сталей У10, 7Х3 (рисунок 1).

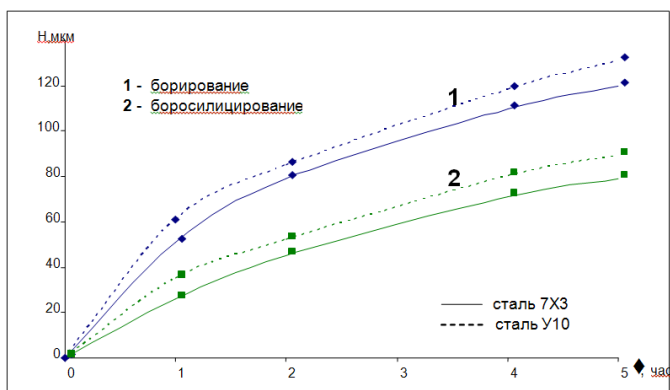


Рисунок 1 – Влияние времени борирования и боросилицирования на толщину (H) диффузионных слоев на сталях У10 и 7Х3 при температуре ХТО 900 °С

При насыщении в течение 1 ч в борировующей смеси при 900 °С на сталях У10 и 7Х3 формируются слои толщиной 60 и 50 мкм соответственно. Увеличение времени насыщения до 5 ч дает увеличение толщины борированного слоя до 135 и 120 мкм при насыщении в смеси соответственно на сталях У10 и 7Х3. Борированные слои, полученные в порошковых смесях, имеют характерное игольчатое строение (рисунок 2, а) и по данным рентгеноструктурного анализа состоят из фаз FeB и Fe_2B .

Боросилицирование образцов сталей У10 и 7Х3 при температуре 900 °С приводит к формированию диффузионных слоев, которые по толщине заметно меньше, чем борированные. По микроструктуре боросилицированные слои, полученные при 900 °С, похожи на борированные, они имеют игольчатое строение, но иглы несколько более узкие, чем в случае борирования и между ними просматривается небольшая доля включений других фаз. В отличие от бориро-

ванных слоев в структуре боросилицированных слоев рентгено-структурным анализом установлено присутствие только фазы Fe_2B и не обнаружено наличие фазы FeB .

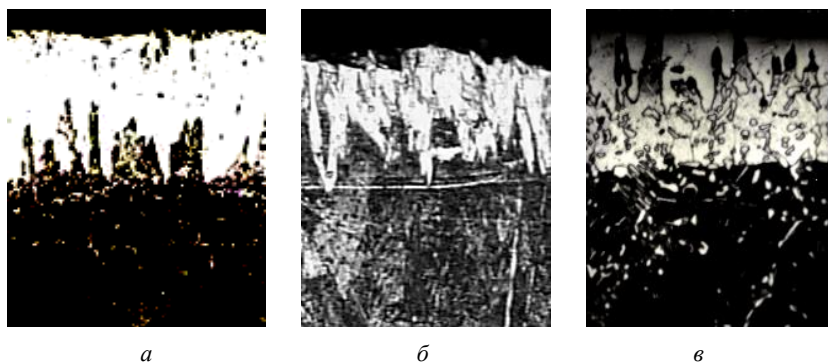


Рисунок 2 – Микроструктуры стали У10 после борирования 900 °С, 4 ч (а), боросилицирования, 900 °С, 4 ч (б), боросилицирования, 1000 °С, 4 ч (в)

Увеличение температуры боросилицирования не столь заметно влияет на толщину диффузионных слоев, как в случае борирования (рисунок 3).

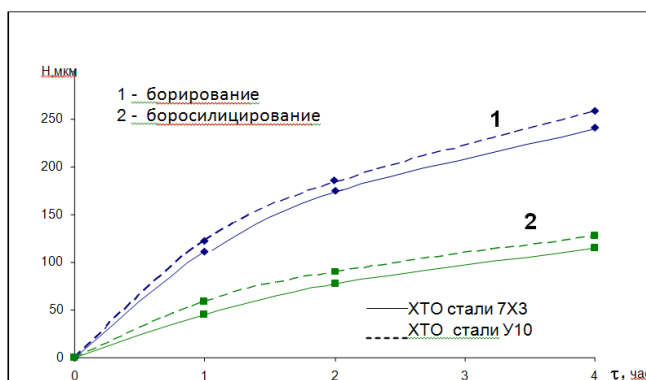


Рисунок 3 – Влияние времени борирования и боросилицирования на толщину (H) диффузионных слоев при температуре ХТО 1000 °С

Результаты исследований показывают, что если при температуре 900°С за 4 ч на стали У10 образуются боросилицированные слои

толщиной порядка 85 мкм, то при 950 °С за это время они составляют 95 мкм, а при 1000 °С – 125 мкм. На стали 7Х3 толщина диффузионных слоев несколько меньше, чем на стали У10, но тоже с увеличением температуры с 900 °С до 1000 °С резкого роста толщины боросилицированных слоев не наблюдается, что можно связать с изменением характера диффузионного насыщения двумя элементами (бором и кремнием) при увеличении температуры ХТО. При увеличении температуры в поверхностный слой диффундирует наряду с бором повышенная доля атомов кремния, что приводит к появлению в структуре диффузионных слоев значительной доли силицидных фаз (рисунок 2, б), причем такое строение присуще как после боросилицирования стали У10, так и ряда других углеродистых и низколегированных сталей типа У8, 7Х3.

Структурные изменения, имеющие место в результате борирования и боросилицирования при различных параметрах ХТО, существенно сказываются на показателях микротвердости и микрохрупкости диффузионных слоев. На рисунке 4 приведены результаты исследований микротвердости образцов сталей У8, У10, Х, 7Х3 после ХТО при температуре 900 °С в течение 4-х ч.

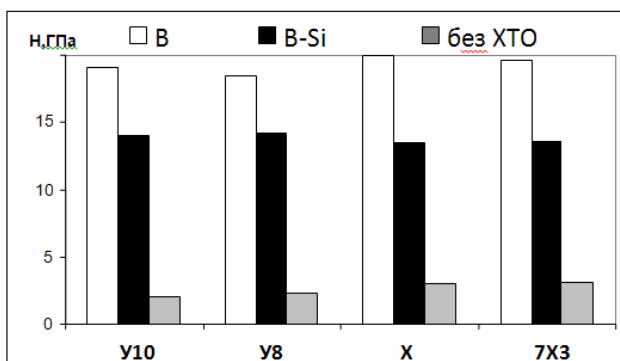


Рисунок 4 – Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ ч}$

Результаты исследований микротвердости образцов сталей У8, У10, Х, 7Х3 после ХТО при температуре 1000 °С в течение 4-х ч приведены на рисунке 5.

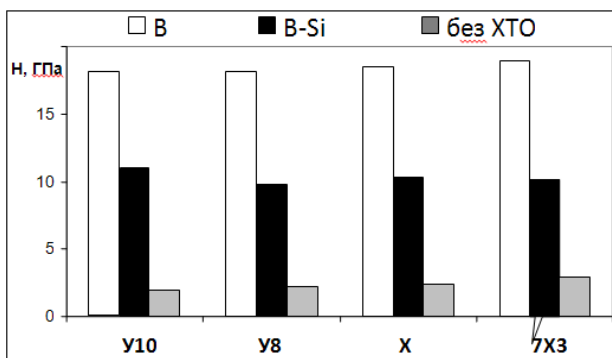


Рисунок 5 – Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ ч}$

Наиболее высокие показатели микротвердости имеют место в случае борирования сталей при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Причем отмечается высокая микротвердость поверхности (18–20 ГПа). Следует отметить, что такая твердость характерна находящейся вблизи поверхности фазе FeB, которая образуется в борированных слоях как при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, так при более высоких температурах. Под слоем фазы FeB располагается зона фазы Fe₂B, твердость которой несколько ниже – на уровне 13–14 ГПа. В случае боросилицирования при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ микротвердость поверхности как раз и соответствует микротвердости фазы Fe₂B и находится на уровне 13–14 ГПа. Повышение температуры боросилицирования до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, как отмечалось выше, приводит к появлению в структуре диффузионного слоя значительной доли силицидных фаз (по данным рентгеноструктурного анализа наряду с Fe₂B присутствует α' -фаза (твердый раствор на базе соединения Fe₃Si), микротвердость которой заметно ниже, чем у фазы Fe₂B. Средняя микротвердость поверхности после боросилицирования при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ находится на уровне 10–11 ГПа, что заметно ниже, чем в случае борирования (18–20 ГПа) и боросилицирования при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (13–14 ГПа), но значительно выше, чем твердость поверхности без ХТО – всего 2–2,5 ГПа.

Изменение структурного состояния боросилицированных слоев по сравнению с борированными очень заметно сказывается на их микрохрупкости. Определение микрохрупкости диффузионных слоев проводилось с использованием прибора ПМТ-3. Микрохруп-

кость оценивалась по напряжению скола G диффузионноупрочненной поверхности (чем ниже напряжение скола, тем выше хрупкость), которое зависит от L (минимальное расстояние от центра отпечатка алмазной пирамиды до края образца при нагрузке P) [1]:

$$G = 0,17P/(2L^2 + LC),$$

где C – длина диагонали отпечатка алмазной пирамиды.

Так, наиболее твердая поверхностная зона из фазы FeB боридного слоя обладает и наиболее высокой хрупкостью (минимальный уровень напряжения скола). В случае боросилицирования при температуре 900 °С при снижении микротвердости всего на 20–25 % (до уровня 13–14 ГПа, что характерно фазе Fe₂B) напряжение скола увеличивается в 3–3,5 раза (рисунок 6), что свидетельствует о значительном повышении сопротивления хрупкому разрушению диффузионноупрочненных поверхностей деталей при их работе в условиях динамических воздействий в процессе изнашивания.

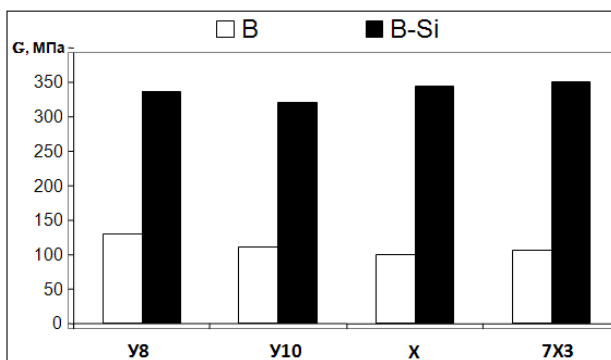


Рисунок 6 – Влияние ХТО на микрохрупкость поверхностных слоев, полученных при температуре 900 °С за 4 ч

Если получать боросилицированные детали при температуре ХТО 1000 °С, то при относительно высокой микротвердости (10–11 ГПа) сопротивление сколу увеличивается в 5–5,5 раз по сравнению с борированными слоями и примерно в 2 раза по сравнению с боросилицированными слоями, полученными при температуре 900 °С (рисунок 7).

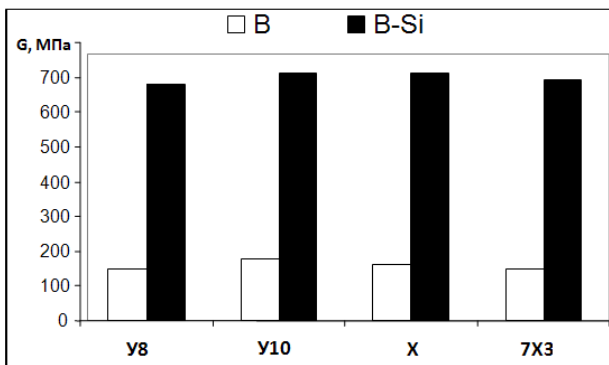


Рисунок 7 – Влияние ХТО на микрохрупкость поверхностных слоев, полученных при температуре 1000 °С за 4 ч

Таким образом, изменяя параметры ХТО, можно получать отличающиеся по структуре диффузионные слои с различным соотношением фаз FeB, Fe₂B, Fe₃Si, что в значительной степени влияет на сопротивление хрупкому разрушению поверхностных слоев деталей, эксплуатирующихся в реальных условиях в парах трения при периодических или постоянных ударных воздействиях. Причем использование боросилицирования заметно более эффективно по сравнению с борированием.

Практика эксплуатации деталей, упрочненных высокотвердыми боридными фазами, показывает, что наиболее эффективная толщина боросилицированных слоев 70–100 мкм. Исследования показывают, что на исследуемых углеродистых и низколегированных сталях при температуре ХТО 900–920 °С боросилицированные слои указанной толщины формируются за 4–6 ч.

Процесс боросилицирования партий фильеров для протягивания металлопроката различных сечений по отработанным параметрам осуществляется в условиях термического цеха инструментального производства Минского тракторного завода. Проведенные диаметрические исследования с использованием микротвердомера ПМТ-3 показали, что на образцах из стали У10 микротвердость рабочих поверхностей в результате боросилицирования составляет 13,5 ГПа. В случае использования стали 7Х3 микротвердость поверхностных слоев после боросилицирования составляет 14,1 ГПа.

В то же время без химико-термической обработки после закалки и низкого отпуска микротвердость исследованных сталей не превышает 8 ГПа.

Боросилицированные детали оснастки для протягивания металлопроката круглого сечения или шестигранника эксплуатируются в производственных условиях цеха подготовки и хранения материалов МТЗ. Проведенные цеховые наблюдения показывают, что в результате использования боросилицированных фильеров обеспечивается протягивание более 6 т металлопроката сечением 50 мм. При этом каких либо сколов поверхностных слоев, как это имело место в случае борированных фильеров, не обнаруживалось. В то же время у фильер без ХТО масса протянутого металлопроката не превышает 2 т (таблица 1). Это свидетельствует о повышении их стойкости более чем в 3 раза с одновременным увеличением эксплуатационных периодов, приводящих к уменьшению объемов ремонтных работ, необходимых для замены вышедших из строя фильер на новые.

Таблица 1 – Стойкость фильер из стали 7Х3

Наименование инструмента	Стойкость без ХТО, т	Стойкость после боросилицирования, т	Коэффициент повышения стойкости
Фильеры для протягивания металлопроката сечением 50 мм	2,0	6,0	3

Таким образом, изменяя параметры ХТО, можно получать отличающиеся по структуре диффузионные слои с различным соотношением фаз FeB, Fe₂B, Fe₃Si, что в значительной степени влияет на сопротивление хрупкому разрушению поверхностных слоев деталей, эксплуатирующихся в реальных условиях в парах трения при значительных удельных давлениях, а также периодических или постоянных ударных воздействиях. Причем использование боросилицирования заметно более эффективно по сравнению с борированием.

Как видно из приведенных выше данных, в результате борирования и боросилицирования существенно повышаются показатели твердости и износостойкости поверхностных слоев стальных деталей. Однако использование подобных высокотемпературных мето-

дов ХТО требует для повышения свойств сердцевины изделий последующей их закалки, что неизбежно вызывает изменение размеров, а, следовательно, приводит к необходимости окончательной механической обработки рабочих поверхностей. Это частично или полностью устраняет эффект от формирующихся при ХТО износостойких диффузионных покрытий и кроме того затрудняет, а иногда делает и невозможной механическую доводку.

В связи с указанными недостатками высокотемпературных процессов ХТО заслуживают внимание процессы ХТО, осуществляемые при температурах, которые не превышают температуры общепринятого для большинства деталей из высоколегированных инструментальных сталей отпуска. В этом случае низкотемпературной химико-термической обработке подвергаются изготовленные в окончательный размер детали, включая шлифовку и даже полировку. В результате такой ХТО размеры и чистота поверхности практически не изменяются, а твердость и износостойкость существенно возрастают. Кроме того, так как температура ХТО не превышает температуры отпуска, сохраняются структура и свойства сердцевины изделия.

В настоящей работе исследованы возможности использования для повышения долговечности различных видов быстроизнашивающихся деталей, к которым относятся и фильеры разработанных технологических процессов низкотемпературного многокомпонентного диффузионного упрочнения бором, азотом, углеродом (борокарбоазотирование) в порошковых смесях, не требующих применения специального оборудования.

Результаты исследований по влиянию времени ХТО на толщину диффузионных слоев на сталях 7Х3 и 5Х3В3МФС представлены на рисунке 8. За толщину диффузионных слоев принимали зону повышенной микротвердости, измеренной с использованием прибора ПМТ-3.

Результаты исследований свидетельствуют, что в случае ХТО изделий, работающих в условиях длительного изнашивания, целесообразно получать диффузионные слои, толщина которых должна достигать максимально возможных значений. При этом следует учитывать, что, так как температура процесса ХТО в данном случае относительно мала (500–550 °С), скорость образования диффузионных слоев находится на низком уровне. Длительность же диффузи-

онного насыщения увеличивает толщину диффузионных слоев с допустимым уровнем погрешности пропорционально квадратному корню от времени ХТО, что не позволяет использовать данный параметр для существенного наращивания зоны упрочнения. В связи со сказанным, как показывают проведенные исследования, применительно к различным углеродистым и легированным сталям толщину диффузионных слоев при низкотемпературном насыщении более 100 мкм можно получить, если время ХТО составляет не менее 5 ч.

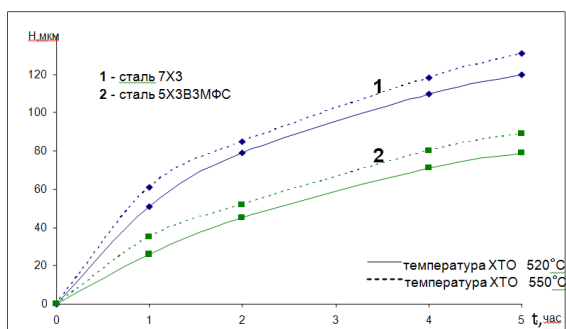


Рисунок 8 – Влияние времени (t) борокарбозотирования на толщину (H) диффузионных слоев на сталях 7Х3 и 5Х3В3МФС при температурах ХТО 520 и 550 °С

Следует отметить, что микротвердость борокарбозотированных слоев, в отличие от боросилицированных, плавно уменьшается по мере удаления от поверхности к сердцевине, что обеспечивает прочное их сцепление с металлической основой и предотвращает скалывание даже при относительно высоких динамических нагрузках.

Структуры борокарбозотированных слоев заметно отличаются от боросилицированных. Так, вблизи поверхности исследуемых высоколегированных сталей типа 5Х3В3МФС находится светлая полоска ϵ -фазы. Эта фаза состава $Fe_{2-3}(N, C, B)$ с гексагональной решеткой. Под ней располагается темнотравящаяся зона гетерогенного строения, в которой наряду со структурными составляющими основного материала присутствуют включения борокарбонитридов железа, концентрация которых плавно уменьшается по мере удаления от поверхности, что вызывает уменьшение микротвердости (рисунок 9).

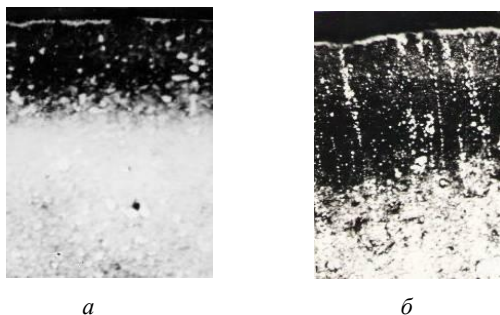


Рисунок 9 – Микроструктуры стали 5X3B3MFC после борокарбозотирования 550 °С, 2 ч (а) и 5 ч (б)

Результаты исследований микротвердости образцов различных сталей представлены в таблице 2. Микротвердость измерялась на изготовленных микрошлифах с помощью прибора ПМТ-3 путем вдавливания в исследуемую поверхность алмазной пирамиды при нагрузке 0,49 Н.

Таблица 2 – Твердость стальных образцов после ХТО

Процесс упрочняющей обработки	Марка стали	Твердость поверхностных слоев, ГПа
В-С-N, 550 °С, 5 ч	У10	6,5
В-С-N, 550 °С, 5ч	7Х3	9,5
В-С-N, 550 °С, 5 ч	5Х3В3МФС	13,2
Зак.+ отп. 550 °С	У10	3,3
Зак.+ отп. 550 °С	7Х3	4,1
Зак.+ отп. 600 °С	5Х3В3МФС	5,1

Установлено, что в случае присутствия в составе сталей таких легирующих элементов как хром, вольфрам, ванадий, титан и др. наряду с борокарбонитридами железа в структуре диффузионного слоя появляются и борокарбонитриды указанных элементов. Их микротвердость существенно превышает твердость борокарбонитридов железа, что приводит к повышению микротвердости всего диффузионного слоя. Причем, чем больше легирующих элементов в стали, тем выше твердость. Из таблицы 2 видно, что вблизи поверх-

ности после борокарбозотирования стали У10 микротвердость достигает 6,5 ГПа, в случае стали 7Х3 с 3 % хрома микротвердость уже 9,5 ГПа, а при существенном повышении содержания легирующих элементов (сталь 5Х3ВЗМФС) микротвердость достигает 13,2 ГПа.

По сравнению с боросилицированием процесс борокарбозотирования более энергосберегающий, так как проводится при температурах 520–550 °С, но на углеродистых и низколегированных сталях типа У10, 7Х3 формируются диффузионные слои с микротвердостью до 10 ГПа, что хотя и значительно выше, чем у этих сталей без ХТО, но ниже, чем в случае боросилицирования. Следует отметить, что если твердость после низкотемпературной обработки требуется на более высоком уровне (выше 12 ГПа), можно использовать стали повышенной легированности типа Х12М, Р6М5, 5Х3ВЗМФС и др.

При упрочнении относительно мелкогабаритных деталей из высоколегированных сталей (фильеры для протягивания металлопроката, пуансоны, матрицы, детали металлообрабатывающего инструмента и др.) их помещают в любую емкость, засыпают диффузионноактивной смесью и выдерживают в печи при 500–550 °С 5–8 ч в зависимости от вида деталей и марки стали.

В связи с тем, что предлагаемые технологии повышения долговечности можно совмещать с традиционными процессами термической обработки инструмента и технологической оснастки, предприятие избавляется от приобретения дополнительного специализированного оборудования, выделения отдельных производственных площадей, что, в свою очередь, обеспечивает высокую рентабельность, малую энергоемкость, высокую эффективность процессов упрочнения.

Как указывалось выше, использование высокотемпературного метода ХТО требует для повышения свойств сердцевины изделий последующей их закалки, что вызывает изменение размеров внутреннего диаметра (эллипс до 0,1 мм). Данное отклонение устраняется дополнительной механической обработкой, что частично или полностью устраняет эффект от формирующегося при ХТО износостойкого покрытия (толщина формирующегося слоя составляет до 100 мкм).

Проведенные исследования показали возможность применения низкотемпературного метода упрочнения (борокарбозотирование) на детали-фильере, с заменой марки стали 7ХЗ на высоколегированную сталь 5ХЗВЗМФС, так как требуется твердость на более высоком уровне (выше 12 ГПа). Данный метод позволил увеличить стойкость фильер (таблица 3) без изменения размеров (внутреннего диаметра).

Таблица 3 – Стойкость фильеры из стали 5ХЗВЗМФС

Наименование инструмента	Стойкость без ХТО, т	Стойкость после борокарбозотирования, т	Коэффициент повышения стойкости
Фильеры для протягивания металлопроката	2,0	6,2	3,1

Как видно из приведенных данных, в результате регулирования структурных факторов после ХТО существенно повышаются показатели стойкости фильер за счет увеличения твердости, износостойкости и сопротивления скалыванию диффузионноупрочненных поверхностных слоев.

Список литературы

1. **Ситкевич, М.В.** Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок / М.В. Ситкевич, Е.И. Бельский. – Минск: Выш. школа, 1987. – 156 с.

References

1. **Sitkevich, M.V.** *Sovmeshchennye processy himiko-termicheskoy obrabotki s ispol'zovaniem obmazok* [Combined processes of chemical-thermal treatment using coatings] / M.V. Sitkevich, E.I. Belsky. – Minsk: Vyshejskaya shkola Publ., 1987. – 156 p.

Поступила 14.09.2020

Received 14.09.2020