

**6. Герцрикен, Д.С.** Некоторые закономерности миграции атомов в условиях скоростной пластической деформации / Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко // *Металлофизика*. – 1983. – Т. 5, № 4. – С. 74–84.

**7. Матосян, М.А.** Влияние микродефектов на диффузию атомов внедрения / М.А. Матосян, В.Т. Борисов, В.М. Голиков // *Физика металлов и металловедение*. – 1970. – Т. 29. – С. 824–830.

**8. Гуляев, А.П.** *Металловедение* / А.П. Гуляев. – 5-е изд. – М.: *Металлургия*, 1977. – 643 с.

**9. Материаловедение:** учебник для выс. уч. заведений / Б.Н. Арзамасов [и др.]; под ред. Б.Н. Арзамасова. – 2-е изд. – М.: *Машиностроение*, 1986. – 384 с.

*УДК 621.785.5*

**М.В. СИТКЕВИЧ**, д-р техн. наук (БНТУ)

## **ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ОСНАСТКИ, СОВМЕЩАЕМОЕ С НАГРЕВОМ ПОД ТЕРМООБРАБОТКУ**

На промышленных предприятиях используются сотни видов деталей машин, деформирующей оснастки и инструмента, преимущественной причиной выхода из строя которых является преждевременное разрушение поверхностных слоев за счет изнашивания, коррозии, разгара и других факторов, замедлить которые можно, используя химико-термическую обработку (ХТО).

Для повышения свойств поверхностных слоев стальных деталей могут быть использованы различные методы ХТО. Применительно к производственным условиям многих предприятий наибольший интерес представляют процессы, протекающие в условиях нагрева в обычных камерных печах с окислительной атмосферой без использования специального оборудования и устройств. При этом целесообразно применение диффузионноактивных сред, которые могут быть нанесены на рабочие поверхности деталей тонким слоем, обеспечивая наряду с химико-термической обработкой и защиту поверхностных слоев от окисления и обезуглероживания.

В настоящее время на кафедре «Материаловедение в машиностроении» Белорусского национального технического университета (БНТУ) разработаны порошковые смеси и обмазки для получения диффузионных покрытий с различными показателями свойств. В случае деталей, работающих в парах трения или 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. Такие диффузионные покрытия на стальных изделиях формируются в результате процессов ХТО с использованием в качестве насыщающих компонентов химических элементов в системе бор, азот, углерод, кремний. Причем результаты исследований показывают, что одновременное комплексное насыщение несколькими компонентами более эффективно, чем однокомпонентное.

В настоящей работе приведены некоторые результаты исследований, раскрывающие новые возможности структурного регулирования для повышения долговечности различных видов быстроизнашивающихся деталей разработанных технологических процессов многокомпонентного упрочнения с диффузионным насыщением бором, азотом, углеродом, кремнием (боросилицирование, карбоазотирование, борокарбоазотирование) в порошковых смесях и обмазках, не требующих применения специального оборудования.

Наиболее существенные структурные изменения в поверхностных слоях стальных деталей можно обеспечить процессами диффузионного насыщения бором и кремнием (борирование, боросилицирование) при температурах 900–1000 °С, бором, углеродом, азотом (карбоазотирование, борокарбоазотирование) при температурах 450–600 °С. В случае ХТО мелкогабаритных деталей или образцов целесообразно использование особого типа порошковых смесей, которые после засыпки ими изделий эффективно функционируют в окислительной воздушной печной среде без использования каких-либо защитных средств. В случае крупногабаритной инструментальной оснастки (кузнечные штампы, металлоформы и др.) используются специально разработанные обмазки, которые наносятся тонким слоем только на рабочую часть деталей и ХТО совмещается с их нагревом под закалку или высокотемпературный отпуск в камерных печах (рисунок 1).

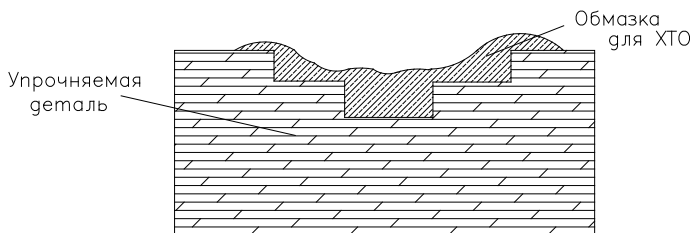


Рисунок 1 – Схема упрочнения крупногабаритных деталей с использованием обмазок

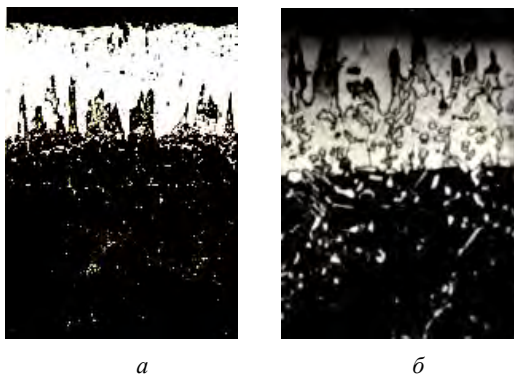
В условиях длительного нагрева в воздушной атмосфере камерных печей для термической обработки металлических деталей, исследуемые диффузионноактивные смеси и обмазки эффективно функционируют в присутствии кислорода печной среды, обеспечивая высокую скорость формирования диффузионных слоев. Более того, наличие кислорода, от которого стараются изолировать изделие при термической и химико-термической обработке, даже обязательно при протекании ряда химических реакций, необходимых для выполнения смесью и обмазкой диффузионноактивной и защитной функций. Именно в результате взаимодействия кислорода и отдельных компонентов, входящих в порошковую среду, на поверхности обмазки появляется легкоплавкая стеклообразная оболочка, герметизирующая основную массу диффузионноактивной обмазки, создавая в ней избыточное давление газовой фазы. Таким образом, кислород является обязательным компонентом печной атмосферы, без которого осуществлять химико-термическую обработку с использованием смесей и обмазок невозможно. Поэтому и подбор компонентов должен быть таким, чтобы в результате образования легкоплавкой оболочки при взаимодействии кислорода с поверхностным слоем диффузионноактивной среды была надежно защищена от атмосферы печи и функционировала подобно герметичному мини-контейнеру [1].

При осуществлении ХТО с использованием порошковых смесей и обмазок в качестве исследуемых образцов были использованы как сравнительно дешевые стали 45, 40Х, У8, У10, Х, 9Х, 5ХНМ, так и высоколегированные стали 3Х3М3Ф, Х12М, 5Х3В3МФС, Р6М5 и

др., которые могут быть использованы при изготовлении некоторых деталей деформирующей оснастки и инструмента.

В настоящей работе представлены результаты исследований образцов ряда сталей после борирования и боросилицирования при температурах 900–1000 °С в смесях и обмазках, в которых поставщиком активных атомов бора являлся карбид бора, поставщиком атомов кремния – компонент на основе SiO<sub>2</sub>, в качестве газогенерирующего активатора использовался фтористый натрий. Типовые структурные изменения в зависимости от параметров ХТО, существенно сказывающиеся на свойствах, четко проявляются на примере сталей У7, У8, Х, 9Х.

При насыщении в течение 1 ч в борировующей смеси при 900 °С на сталях У7 и У8 формируются слои толщиной 65 и 60 мкм соответственно. При насыщении в течение 1 ч в борировующей обмазке формируются диффузионные слои практически такой же толщины (уменьшение толщины не превышает 3–5 мкм). Увеличение времени насыщения до 5 ч дает увеличение толщины борированного слоя до 135 и 130 мкм при насыщении в смеси соответственно на сталях У7 и У8, а при ХТО в борировующей обмазке толщина слоя уменьшается до 125 и 120 мкм соответственно. Борированные слои, полученные как в порошковых смесях, так и в обмазках, имеют характерное игольчатое строение (рисунок 2, а).



а – после борирования 900 °С, 4 ч; б – после боросилицирования 1000 °С, 4 ч

Рисунок 2 – Микроструктуры стали У7

Боросилицирование образцов сталей У7 и У8 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 борированных слоев в структуре боросилицированных слоев рентгеноструктурным анализом не обнаружено фазы FeB. Увеличение температуры боросилицирования не столь заметно влияет на толщину диффузионных слоев, как в случае борирования. Результаты исследований показывают, что если при температуре 900 °С за 4 ч на стали У7 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 У8 толщина диффузионных слоев несколько меньше, чем на стали У7, но также 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 повышении 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 У7, так других углеродистых и низколегированных сталей (У8, Х, Х9).

Структурные изменения, имеющие место в результате борирования и боросилицирования при различных параметрах ХТО, существенно сказываются на показателях микротвердости и микрохрупкости диффузионных слоев. На рисунке 3 приведены результаты исследований микротвердости образцов сталей У7, У8, Х, 9Х после ХТО при температуре 900 °С в течение 4 ч.

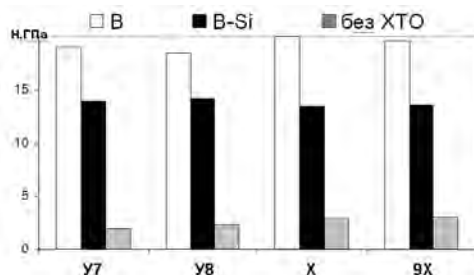


Рисунок 3 – Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при  $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 4\text{ ч}$

Результаты исследований микротвердости образцов сталей У7, У8, X, 9X после ХТО при температуре  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 4 ч приведены на рисунке 4.

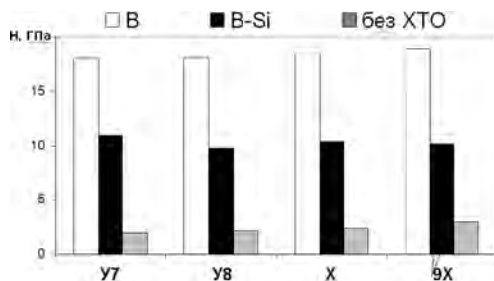


Рисунок 4 – Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при  $t = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 4\text{ ч}$

Наиболее высокие показатели микротвердости имеют место в случае борирования сталей при температуре  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Причем высокая микротвердость поверхности (18–20 ГПа) отмечается как в случае борирования в обмазках, так и порошковых смесях. Следует отметить, что такая твердость характерна находящейся вблизи поверхности фазы FeB, которая образуется в борированных слоях как при температуре  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , так и при более высоких температурах. Под слоем фазы FeB располагается зона фазы Fe<sub>2</sub>B, 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  $\text{Fe}_2\text{B}$  и находится на уровне 13–14 ГПа. При этом ХТО как в обмазках, так и порошковых смесях в негерметизируемых контейнерах дает практически аналогичные результаты.

Повышение температуры боросилицирования до 1000 °С, как отмечалось выше, приводит к появлению в структуре диффузионного слоя значительной доли силицидных фаз (по данным рентгеноструктурного анализа наряду с  $\text{Fe}_2\text{B}$  присутствует  $\alpha$ -фаза (твердый раствор на базе соединения  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ), микротвердость которой заметно ниже, чем у фазы  $\text{Fe}_2\text{B}$ ). Средняя микротвердость поверхности после боросилицирования при 1000 °С находится на уровне 10–11 ГПа, что заметно ниже, чем в случае борирования (18–20 ГПа) и боросилицирования при температуре 900 °С (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. Микрохрупкость 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  $P$ ) [2]:

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

где  $C$  – длина диагонали отпечатка алмазной пирамиды.

Так, наиболее твердая поверхностная зона из фазы  $\text{FeB}$  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  $\text{Fe}_2\text{B}$ ), напряжение скола увеличивается в 3–3,5 раза (рисунок 5), что свидетельствует о значительном повышении сопротивлению хрупкому разрушению диффузионноупрочненных поверхностей деталей при их работе в условиях динамических воздействий в процессе изнашивания.

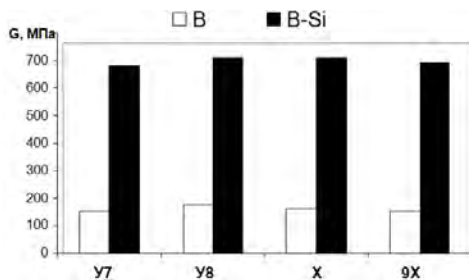


Рисунок 5 – Влияние ХТО на микрохрупкость поверхностных слоев, полученных при температуре 900 °С за 4 ч

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 6).

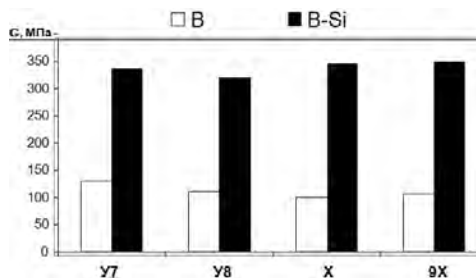


Рисунок 6 – Влияние ХТО на микрохрупкость поверхностных слоев, полученных при температуре 1000 °С за 4 ч

Таким образом, изменяя параметры ХТО, можно получать отличающиеся по структуре диффузионные слои с различным соотношением фаз FeB, Fe<sub>2</sub>B, Fe<sub>3</sub>Si, 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 ис-



пользование боросилицирования более эффективно по сравнению с борированием.

Практика эксплуатации деталей, упрочненных высокотвердыми боридными фазами, показывает, что наиболее эффективная толщина боросилицированных слоев составляет 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.

Результаты исследований коррозионной стойкости и износостойкости образцов сталей представлены в таблице 1. Износостойкость определялась в условиях трения скольжения образцов исследуемых сталей по контртелу из нормализованной стали 45 и давления 20 МПа на пути трения 1 км. Износостойкость оценивалась по изменению массы (износу) образцов, которые взвешивались до и после испытаний. При этом изменение массы делилось на площадь поверхности трения. Коррозионная стойкость оценивалась по потере массы на единицу площади исследуемых образцов, после выдержки в водопроводной воде в течение 100 ч.

Таблица 1 – Результаты исследований коррозионной стойкости и износостойкости образцов сталей

Процесс упрочняющей обработки	Марка стали	Износ, мг/см <sup>2</sup>	Потеря массы в воде, мг/дм <sup>2</sup>
B-Si, 920 °С, 7 ч	У8	105	45
B-Si, 920 °С, 7 ч	X	98	42
B-C-N, 550 °С, 8 ч	У8	280	10
B-C-N, 550 °С, 8 ч	X	160	10
Зак.+ отп. 550 °С	У8	665	75
Зак.+ отп. 550 °С	X	575	64

Вследствие высокой твердости боросилицированных слоев износостойкость образцов после этого процесса возрастает примерно в 6 раз. После боросилицирования повышается также и коррозионная стойкость в воде, хотя не столь существенно – всего в 1,5 раза.

Как видно из приведенных данных, в результате боросилицирования существенно повышаются показатели твердости и износостойкости поверхностных слоев стальных деталей. Однако исполь-

зование подобных высокотемпературных методов 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 отпуска, общепринятой для большинства деталей из высоколегированных инструментальных сталей. 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.

Известные процессы низкотемпературной ХТО (газовые азотирование и нитроцементация, жидкостные цианирование и карбонитрация) требуют использования специального оборудования, отдельных площадей и помещений, квалифицированного обслуживающего персонала. Выпускаемое для этих процессов оборудование предназначено для ХТО сравнительно больших партий (более тысячи штук) мелкогабаритных деталей. В то же время упрочнять многие виды деталей, изготавливаемые в небольших количествах (десятки, сотни штук), представляется нецелесообразным, так как это связано с большим перерасходом энергозатрат и насыщающих материалов при недозагрузках оборудования. При этом невозможно также упрочнять крупногабаритные изделия, например, кузнечные штампы, масса которых в некоторых случаях может быть более тонны.

Ниже приведены результаты исследований возможности использования для повышения долговечности различных видов быстроизнашивающихся деталей разработанных технологических процессов низкотемпературного многокомпонентного диффузионного

упрочнения бором, азотом, углеродом (карбозотирование, борокарбозотирование) в порошковых смесях и обмазках, не требующих применения специального оборудования.

Результаты исследований свидетельствуют, что в случае ХТО изделий, работающих в условиях длительного изнашивания (детали оснастки из углеродистых и низколегированных сталей типа У8, Х, 5ХНМ, матрицы и пуансоны штампов холодного деформирования металлов из сталей типа Х12Ф1, Х12М, металлоформы для горячей обработки материалов из сталей типа 3Х3М3Ф, 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС, 4Х5МФС), 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 (450–600 °С), скорость образования диффузионных слоев находится на низком уровне. Длительность же диффузионного насыщения увеличивает толщину диффузионных слоев с допустимым уровнем погрешности пропорционально корню квадратному от времени ХТО, что не позволяет использовать данный параметр для существенного наращивания зоны упрочнения. В связи с изложенным, как показывают проведенные исследования, применительно к различным углеродистым и легированным сталям наиболее приемлемой толщиной диффузионных слоев при низкотемпературном насыщении следует считать 150–200 мкм. Результаты исследований показывают, что в случае сталей У8, Х, Х12Ф1, 3Х3М3Ф, 4Х5МФС при температуре ХТО 520–550 °С такую толщину слоя можно получить за 6–10 ч. В случае режущего инструмента (метчики, развертки, зенкеры сверла, фрезы, прошивки и др.), изготавливаемого из быстрорежущих сталей типа Р6М5, Р18, Р9, Р3М3, как показывают испытания, оптимальная толщина диффузионного слоя составляет 30–50 мкм. При температуре ХТО 550 °С получить диффузионные слои такой толщины можно за 50–80 мин.

Следует отметить, что микротвердость карбозотированных и 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.

Исследования показывают, что при введении в состав порошковых карбозотирующих сред некоторых боросодержащих компонентов установлено увеличение микротвердости диффузионных слоев при повышении температуры ХТО с 500 до 600 °С, что, очевидно, связано с растворением небольших количеств бора в карбонитридных фазах. В то же время при отсутствии боронасыщающей составляющей в карбозотирующих порошковых смесях и обмазках микротвердость, хотя и в небольшой степени, снижается с повышением температуры ХТО.

Структура борокарбозотированных слоев заметно отличается от боросилицированных. Так, вблизи поверхности исследуемых сталей У8 и Х находится светлая полоска  $\epsilon$ -фазы (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.

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 – Результаты исследований микротвердости

Процесс упрочняющей обработки	Марка стали	Твердость поверхностных слоев, ГПа
В-С-N, 550 °С, 8 ч	У8	6,2
В-С-N, 550 °С, 8 ч	Х	8,7
В-С-N, 550 °С, 8 ч	Х12М	13,2
В-С-N, 550 °С, 8 ч	3Х3М3Ф	12,1
В-С-N, 550 °С, 1 ч	Р6М5	14,1
Зак.+ отп. 550 °С	У8	3,2
Зак.+ отп. 550 °С	Х	3,6
Зак.+ отп. 550 °С	Х12М	5,1
Зак.+ отп. 600 °С	3Х3М3Ф	5,0
Зак.+ отп. 550 °С	Р6М5	8,1

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 поверхности после борокарбоназотирования стали У8 микротвердость достигает 6,2 ГПа, в случае стали Х с 1,5 % хрома микротвердость уже 8,7 ГПа, а при повышении содержания хрома до 12 % (сталь Х12М) микротвердость достигает 13,2 ГПа. В случае стали Р6М5 микротвердость повышается еще в большей степени – до 14,1 ГПа. В то же время без ХТО твердость сталей У8 и Х всего на уровне 3,2–3,6 ГПа. Повышение твердости поверхностных слоев после борокарбоназотирования сталей У8 и Х приводит к повышению износостойкости в 2,5-3 раза, что ниже, чем в случае боросилицированных образцов (таблица 2), однако коррозионная стойкость после борокарбоназотирования повышается примерно в 6 раз, что превышает подобный показатель после боросилицирования (таблица 2).

После применения процессов ХТО были проведены исследования состояния шероховатости поверхности, которые показывают, что после процесса боросилицирования шероховатость поверхности не изменяется, если исходная шероховатость ( $R_a$  до ХТО) не менее 0,8 мкм. Если до боросилицирования шероховатость менее чем 0,8 мкм, то после ХТО она может подняться до 0,8 мкм.

Следует отметить, что после боросилицирования на поверхности деталей остаются отдельные точечные частицы порошковой смеси, которые полностью растворяются после выдержки деталей в горячей воде. Если растворившиеся частицы недостаточно хорошо удалены с поверхности, профилометр может показывать значения  $R_a$  до 0,9–1,0 мкм. Для получения уровня шероховатости менее 0,8–1,0 мкм можно использовать в качестве доводочных материалов пасты на основе мелкодисперсных порошков оксида хрома (используется для приготовления микрошлифов), карбида бора, а также алмазную пасту и др. После процесса борокарбоназотирования шероховатость поверхности не изменяется, если исходная шероховатость ( $R_a$ ) составляет не менее чем 0,5 мкм.

Таким образом, в настоящей работе исследованы два направления использования процессов ХТО: высокотемпературное (боросилицирование) и низкотемпературное (борокарбоазотирование). Каждое из этих направлений имеет свои специфические особенности как в плане выполнения температурных параметров технологических операций, так и по получаемым после ХТО свойствам поверхностных слоев упрочняемых деталей. Так, процесс боросилицирования проводится при температурах 900–1000 °С и требует существенных энергозатрат, но на углеродистых и низколегированных сталях формируются диффузионные слои повышенной твердости (до 14 ГПа), вследствие чего износостойкость при определенных параметрах испытаний возрастает более чем в 6 раз. Процесс борокарбоазотирования более энергосберегающий, так как проводится при температурах 450–600 °С, но на углеродистых и низколегированных сталях типа У8, Х формируются диффузионные слои с микротвердостью до 8,7 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, 3Х3М3Ф, 4Х5МФС и др. При этом важной особенностью этого процесса, проведенного при определенных параметрах, является значительная коррозионная стойкость поверхностных слоев деталей во влажной среде (увеличивается более чем в 6 раз). В связи со сказанным, процесс борокарбоазотирования можно рекомендовать к использованию как для повышения долговечности деталей машин и оборудования, эксплуатирующихся в условиях изнашивания, в том числе и во влажной среде, так и для повышения стойкости металлообрабатывающего инструмента из быстрорежущих сталей типа Р6М5 (сверла, метчики, фрезы, развертки, зенкеры и др.), деформирующей оснастки из легированных штамповых сталей и других видов деталей.

В производственных условиях диффузионному упрочнению подвергаются готовые, изготовленные в окончательный размер изделия, прошедшие полный цикл общепринятой термической обработки (закалка, отпуск).

При упрочнении 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 460–600 °С в течение 0,5–3 ч в зависимости от вида деталей и марки стали. При этом для инструмента из быстрорежущих сталей (Р6М5, Р9, Р18, Р3М3 и др.), традиционной термической обработкой которого являются закалка и последующие три отпуска при температуре 560 °С, в ряде случаев возможно 3-й отпуск совмещать с диффузионным упрочнением. Весьма эффективно предлагаемое низкотемпературное упрочнение и для ранее оксидированного режущего инструмента.

Упрочнение крупногабаритного инструмента осуществляется с помощью диффузионноактивных обмазок. Обмазка наносится тонким слоем на рабочую поверхность, после чего изделия выдерживают при температурах отпуска легированных сталей 500–600 °С несколько часов в камерной печи с воздушной атмосферой (процессы карбозотирования, борокарбозотирования). В случае боросилицидного упрочнения обеспечивается совмещение диффузионное насыщение в обмазках с нагревом изделий под закалку при температурах 850–1000 °С (рисунок 1).

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.

По предложенным технологиям упрочняются партии деталей деформирующей оснастки и инструмента на ряде предприятий: Минском заводе специального инструмента и технологической оснастки, Минском тракторном заводе, Столбцовском филиале Минского моторного завода и др., при этом стойкость деталей повысилась в 2–10 раз в зависимости от вида деталей.

Таким образом, данные производственных испытаний показывают, что стойкость различных типов деталей деформирующей оснастки и инструмента, подвергнутых химико-термической обработке в разработанных новых видах порошковых смесей и обмазок

значительно выше, чем у аналогичных изделий без специальных покрытий.

## Литература

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

2. Григоров, П.К. Методика определения хрупкости борированного слоя / П.К. Григоров, Б.Б. Катханов // Повышение надежности и долговечности деталей машин: сб. научн. тр. – Ростов-на-Дону, 1972. – Вып. 16. – С. 97–98.

*УДК 669.15+621.791.75*

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук (БНТУ),  
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

### **ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ АРГОННО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ. СООБЩЕНИЕ 1. УСТАНОВЛЕНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУРОЙ**

Применение закаливающих сталей в сварных соединениях сопровождается рядом трудностей в процессе сварки. Они связаны с развитием малопластичных и хрупких участков в металле шва и ЗТВ, где металл перегревается при сварке выше температур  $A_{c1}$ , а при последующем охлаждении в структуре таких сталей, наряду с мартенситом с высокой плотностью несовершенств и упругих микрорискажений, обуславливающих возникновение локальных пиковых напряжений, дополнительно фиксируется и остаточный аустенит. Образование таких структур снижает сопротивляемость сварных соединений к разрушению под действием даже незначительных нагрузок ввиду склонности к образованию холодных трещин. Тра-