



The operating conditions of forest machines are analyzed. Transmission parts disabled as a result of intensive wear have been determined, their fracture mechanism has been established. A technique for diffuse impregnation of component parts with powdered mixtures containing boron and silicon is offered. An optimal composition and temperature for diffuse impregnation of component parts operating under dynamic loading has been specified. Microhardness of surface and subsurface layers has been studied.

М. В. СИТКЕВИЧ, БНТУ, М. Н. ПИЦОВ, С. Е. БЕЛЬСКИЙ, БГТУ

УДК 621.785.532

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО БОРИДНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ ТРЕЛЕВОЧНЫХ ЛЕСНЫХ МАШИН

Анализ условий работы трансмиссии трелевочных лесных машин ТТР-401 и Л-82, созданных на базе тракторов МТЗ-82.1 и МТЗ-82.2, показал, что наиболее высокие динамические нагрузки характерны для шестерен третьей и четвертой передач, а также редуктора переднего моста [1]. Повышение нагрузки на трансмиссию оказывают как постоянное наезды на препятствия, так и динамические крутящие моменты при трогании с места во время трелевки пачки деревьев [2]. Проведенные нами исследования на ряде лесопромышленных предприятий страны показали, что у трелевочного трактора ТТР-401 наиболее часто выходят из строя зубчатые колеса конических передач переднего моста (рис. 1), что приводит к необходимости внепланового ремонта, выполняемого, как правило, в лесу [3].

По существующей технологии конические валы-шестерни изготавливаются из стали 25ХГТ и подвергаются газовой цементации для получения упрочненного слоя глубиной 1,0–1,5 мм с по-

верхностной твердостью 60–62 HRC. Основной причиной разрушения зубьев является сочетание усталостного выкрашивания с интенсивным изнашиванием (рис. 2), приводящее к полной потере работоспособности редуктора переднего моста.

В связи с недостаточной долговечностью цементованных слоев деталей конических передач переднего моста трелевочного трактора для повышения их износостойкости нами предложено дополнительное упрочнение высокотвердыми боридными фазами за счет осуществления ХТО в порошковых смесях.

Для диффузионного упрочнения использовали специально разработанные смеси, позволяющие проводить боридное упрочнение в воздушной среде без применения дополнительного защитного оборудования. При этом в случае упрочнения малогабаритных деталей или исследуемых образцов порошковую смесь засыпали в негерметизируемый контейнер с насыщаемыми образцами и выдерживали в электропечи с воздушной атмосферой

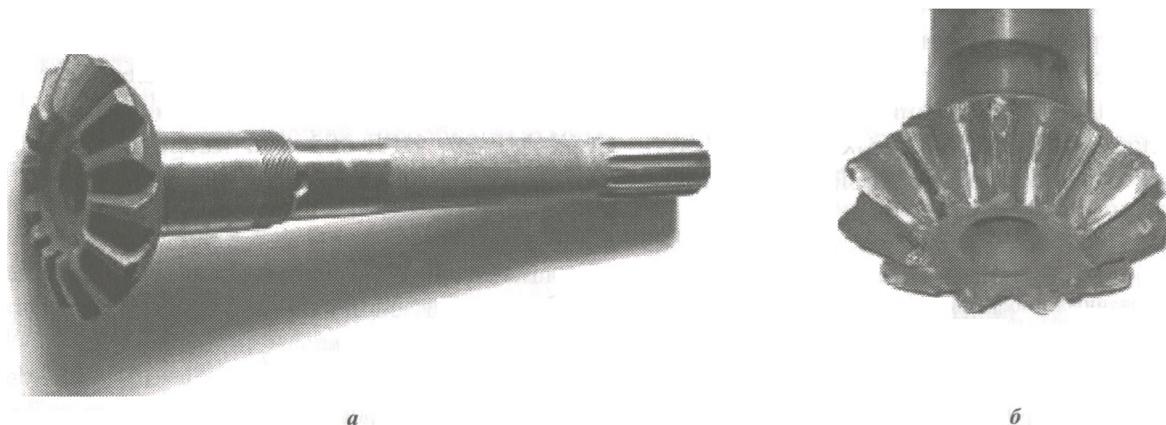


Рис. 1. Шестерни переднего ведущего моста трактора ТТР-401: а – новая; б – изношенная

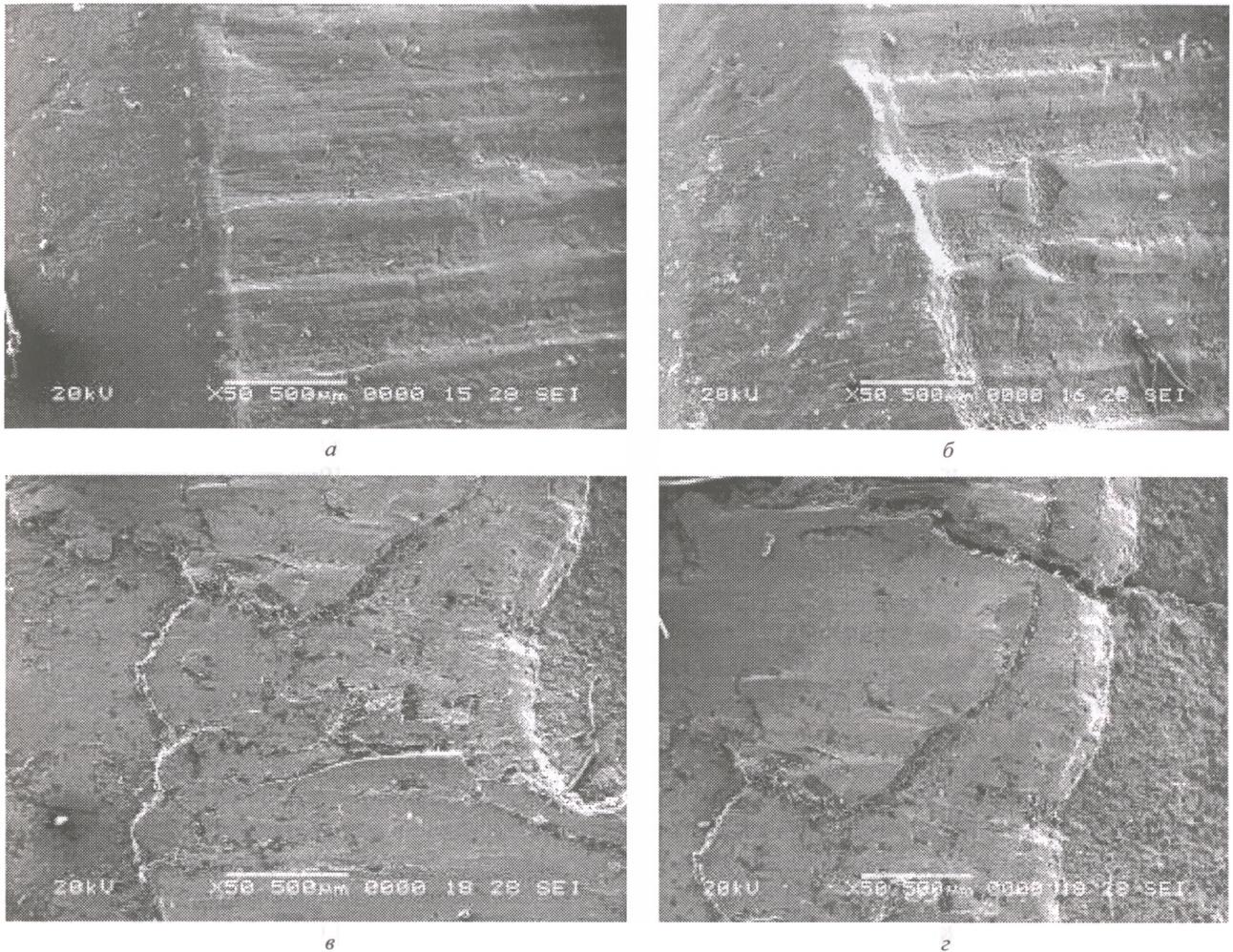


Рис. 2. Развитие процесса разрушения зубьев при наработке: а – 150 моточасов; б – 400; в – 850; г – 1200 моточасов

при заданной температуре с последующим охлаждением на воздухе. При обработке крупногабаритных изделий на основе порошковой смеси приготавливали обмазку, которую наносили только на рабочие части детали, после чего проводили ХТО, которую можно совмещать с процессом нагрева под закалку [4].

Совмещение диффузионного насыщения из обмазок с нагревом и выдержкой под традиционно применяемую термообработку сокращает общую длительность производственного цикла. Кроме того, обмазка обеспечивает защиту поверхностей изделий от окисления и обезуглероживания при длительных высокотемпературных воздействиях печной среды. В результате исключаются операции окончательной механической обработки, необходимые для удаления обезуглероженного поверхностного слоя пониженной твердости.

Для обмазок, содержащих бентонит, в качестве связующего используется вода. Готовая обмазка наносится на упрочняемую поверхность кистью. В массовом производстве и при упрочнении крупногабаритной оснастки можно использовать пнев-

матический распылитель. Толщина диффузионно-активной обмазки должна быть не менее 4–5 мм (рис. 3).

Данный вид обработки зачастую используется при упрочнении литых деталей, в частности штампов. Внешний вид литого штампа показан на рис. 4. Эффективность литых штампов тесно связана с формой их гравюр, условиями эксплуатации, преобладающими видами износа. Для получения высокоустойчивого инструмента необходимо

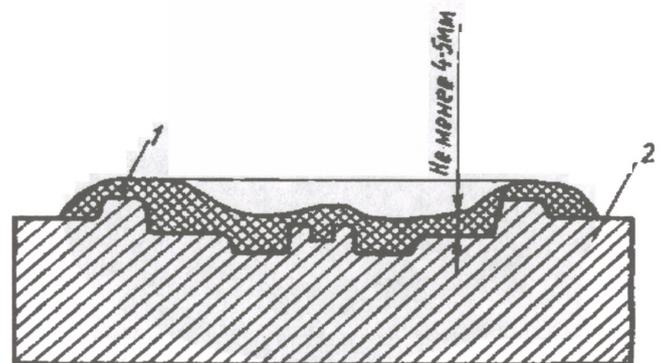


Рис. 3. Схема нанесения обмазки (1) на поверхности литых крупногабаритных деталей (2)

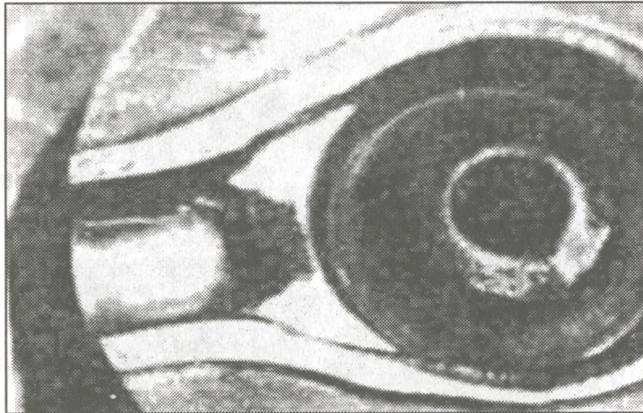


Рис. 4. Внешний вид литого штампа после упрочнения

максимально использовать положительные стороны литого металла, к которым в первую очередь можно отнести повышенную горячую твердость.

При упрочнении мелкогабаритных деталей целесообразно располагать их на поддоне и покрывать увлажненной диффузионно-активной смесью слоем 5 мм (рис. 5).

Химико-термическую обработку с использованием обмазок наиболее рационально применять для повышения стойкости различных видов шестерен (рис. 6), упрочнить которыми другими методами весьма затруднительно. Особого внимания заслуживают полуоси, которые эксплуатируются в тяжелых динамических условиях и поэтому быстро выходят из строя.

Поскольку упрочненные слои, полученные с использованием традиционного борирования, обладая высокой твердостью являются достаточно хрупкими, часть образцов одновременно с борированием подвергалась комплексному боридному упрочнению, когда наряду с бором в поверхностные слои диффундируют атомы других элементов, обеспечивающих за счет образования ряда дополнительных фаз повышенное сопротивление хрупкому разрушению. Особенно в этом плане эффек-

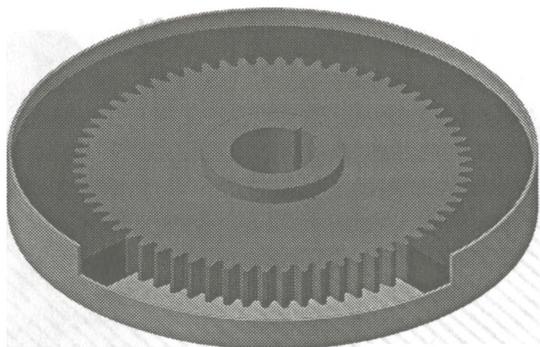


Рис. 6. Упрочнение шестерни трансмиссии трелевочного трактора ТТР-401

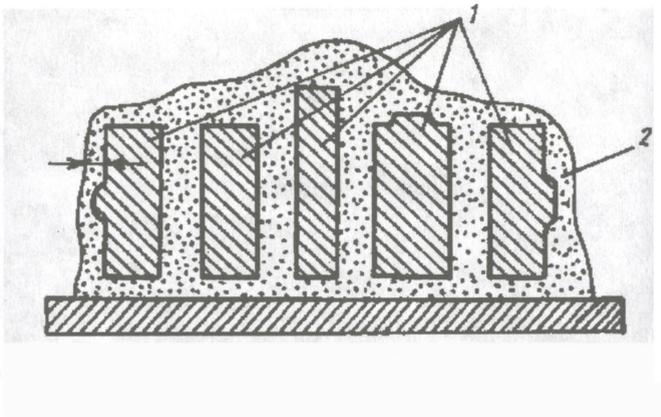


Рис. 5. Схема химико-термической обработки мелкогабаритных деталей оснастки (1) в диффузионно-активной среде (2) при длительном окислительном нагреве

тивно использование борлирующих сред, в которых присутствуют компоненты, обеспечивающие наряду с бором диффузию кремния – процесс боросилицирования [4]. Это особенно важно для деталей трансмиссии, работающих в условиях повышенных динамических нагрузок. Работа ставила своей целью определения возможности упрочнения таких деталей комплексным борированием.

Для оптимизации составов смесей и параметров упрочнения исследования проводили на образцах стали 25ХГТ, из которых по существующей технологии изготавливали конические валы-шестерни, и образцах сталей 45 и 40Х, применяемых для изготовления других деталей трансмиссии, в частности шлицевых валов и зубчатых колес коробки передач. Боридное упрочнение осуществляли при температурах насыщения 820 и 890 °С.

Анализ поверхностных слоев показал, что структура и рост слоя боридов зависят не только от условий комплексного борирования, но и в значительной степени от химического состава стали, из которой изготовлены детали (рис. 7–10). Повышенное содержание легирующих элементов, а также углерода ограничивает рост толщины слоя и снижает его зазубренность. Снижение общей

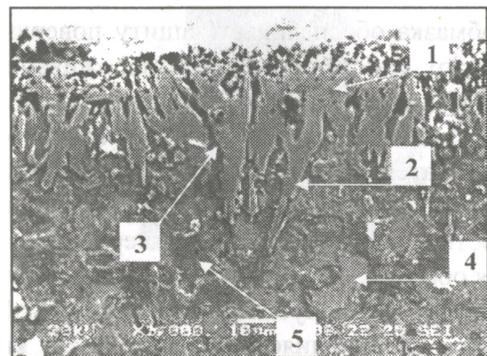


Рис. 7. Микроструктура поверхностного борированного слоя стали 25ХГТ, полученного при $T = 820\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau = 3\text{ ч}$, $\times 1000$

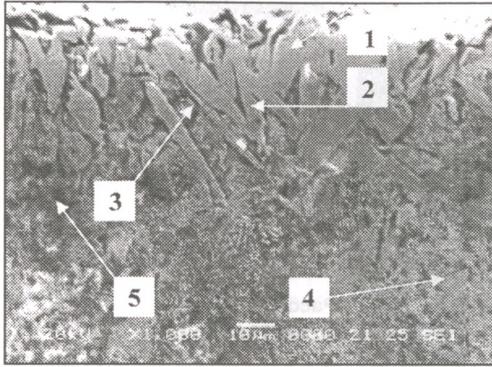


Рис. 8. Микроструктура борированного слоя стали 45, полученного при $T = 820\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau = 3\text{ ч}$. $\times 1000$

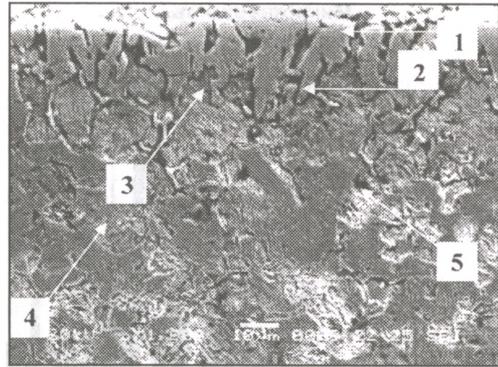


Рис. 9. Микроструктура поверхностного боросилицированного слоя стали 25ХГТ, полученного при $T = 820\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau = 3\text{ ч}$: 1 – 0,12% Si; 2 – 0; 3 – 0,78; 4 – 0,1; 5 – 0,13% Si. $\times 1000$

толщины слоя (глубины проникновения боридных игл) происходит быстрее, чем уменьшение толщины сплошного слоя боридов, поэтому с ростом содержания углерода в стали компактность слоя растет, а его игольчатость уменьшается.

Анализ структур показывает, что в результате борирования толщина слоя больше, чем в случае боросилицирования, однако иглы боридных фаз острее. Иглы боридов в диффузионных слоях могут быть наклонены относительно друг друга (рис. 7, 8).

Состав в точке 1 (рис. 7), установленный в результате микрорентгеноспектрального анализа на сканирующем микроскопе JEOL, соответствует фазе FeB, в точках 2, 3 – Fe₂B, в точках 4, 5 – бора не обнаружено. При анализе образцов стали 45 (рис. 8), прошедших борирование по тому же режиму, можно отметить, что по сравнению со сталью 25ХГТ иглы боридов наклонены под большими углами друг к другу. Состав боридов, глубина проникновения бора и толщина слоя существенно не изменяются по сравнению со сталью 25ХГТ и составляет 35–40 мкм.

С введением в состав смеси кремния толщина слоя несколько снижается (рис. 9), составляя при температуре насыщения 820 °C 25–30 мкм. Состав боридов (точки 1, 2) существенно не отличается от полученного при использовании в смеси только бора. Следует отметить меньшую толщину проникновения боридных игл в глубь образца, а также то, что они становятся не такими острыми.

При повышении температуры насыщения до 890 °C глубина проникновения в глубь фаз FeB и Fe₂B возрастает (рис. 10), причем с увеличением глубины содержание бора в слое снижается, а количество кремния, растворенного в бориде, практически не изменяется. Толщина слоя примерно равна 45–50 мкм.

На рис. 11 показана диаграмма изменения микротвердости по толщине поверхностного слоя бо-

росилицированных образцов стали 25ХГТ. Установлено, что после проведения обработки под упрочненным слоем создается зона, отличающаяся по свойствам и структуре от исходной стали (сердцевина). Эта зона, обогащенная легирующими элементами, углеродом и бором, обладает большей прокаливаемостью и закаливается, чем сердцевина, и поэтому при охлаждении на воздухе с температуры борирования в ней образуются крупнозернистые структуры закалки. Можно выделить три зоны с соответствующей микротвердостью: зона, насыщенная бором, кремнием (13,0–18,5 ГПа), переходная зона (4,5–5,5 ГПа) и сердцевина (1,5–2,0 ГПа).

При этом следует отметить, что в боросилицированном слое преобладает легированная кремнием фаза Fe₂B с твердостью, ближе к минимальным значениям (13 ГПа). При попадании индентора твердомера в участки с небольшой долей фазы FeB значения твердости, как видно из рис. 12, поднимаются до 18,5 ГПа.

Микротвердость различных фаз в борированном слое сталей 45, 40X, 25ХГТ приведена на рис. 12.

Структурные изменения, имеющие место в результате борирования и боросилицирования при различных параметрах ХТО, существенно сказыв-

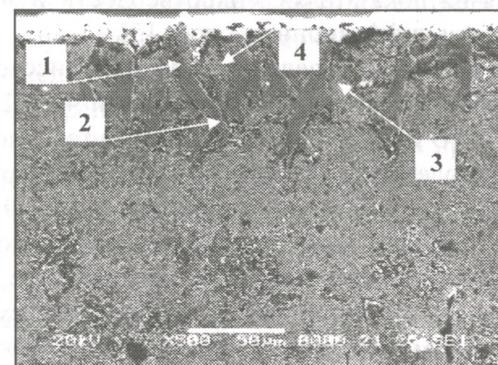


Рис. 10. Микроструктура боросилицированного слоя стали 25ХГТ, полученного при $T = 890\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau = 3\text{ ч}$: 1 – 0,11% Si; 2 – 0,1; 3 – 0,13; 4 – 0,11% Si. $\times 500$

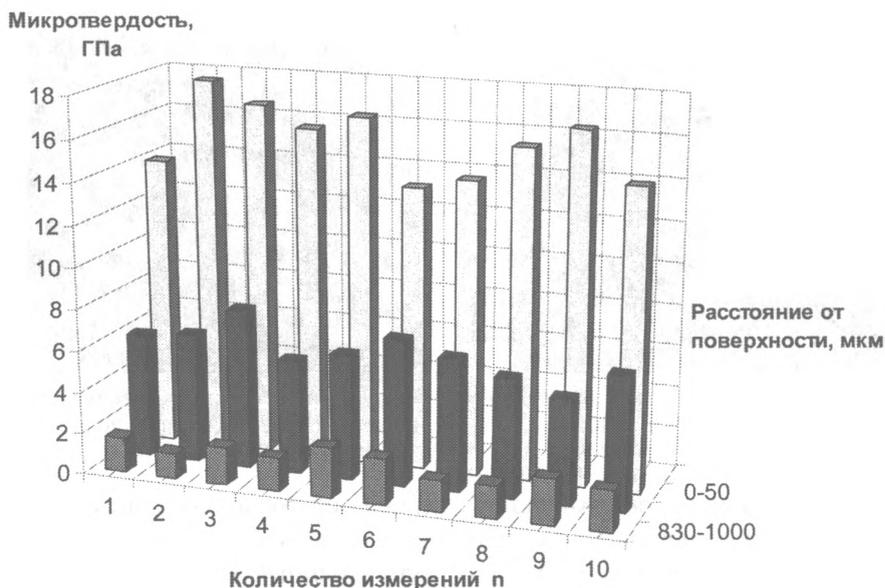


Рис. 11. Распределение микротвердости по толщине поверхностного слоя боросилицированных образцов стали 25ХГТ, полученных при $T = 890\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau = 3\text{ ч}$

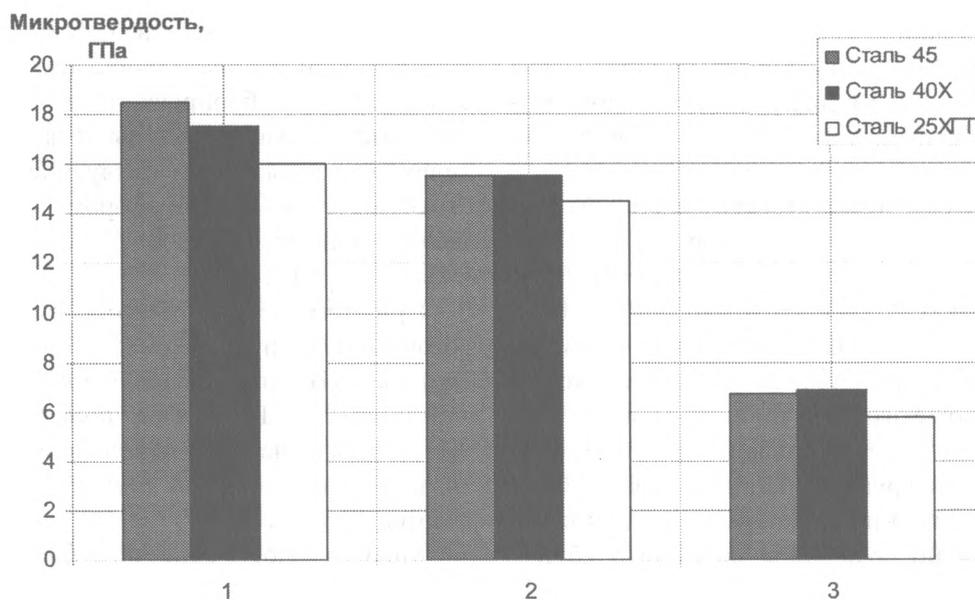


Рис. 12. Сравнительные диаграммы микротвердости отдельных фаз упрочненных слоев сталей 45, 40Х, 25ХГТ. Режим ХТО: $T = 890\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$: фазы: 1 – FeB; 2 – Fe₂B; 3 – переходная зона

ваются на показателях микротвердости и микрохрупкости диффузионных слоев [5].

На рис. 13 приведены результаты исследований микротвердости образцов сталей 45 и 25ХГТ после ХТО при температуре 890 °С в течение 3 ч.

Наиболее высокие показатели микротвердости имеют место в случае борирования сталей 45 и 25ХГТ. Причем высокая микротвердость поверхности (17–19 ГПа) отмечается как в случае борирования в обмзках, так и порошковых смесях. Следует отметить, что такая твердость характерна находящейся вблизи поверхности фазе FeB, которая образуется в борированных слоях как при температуре 900 °С, так при более высоких темпера-

турах. Под слоем фазы FeB располагается зона фазы Fe₂B, твердость которой несколько ниже – на уровне 13–15 ГПа. В случае боросилицирования при температуре 900 °С микротвердость поверхности как раз и соответствует микротвердости фазы Fe₂B и находится на уровне 13,5 ГПа на образцах стали 45 и на уровне 13 ГПа на образцах стали 25ХГТ. При этом ХТО как в обмзках, так и порошковых смесях в негерметизируемых контейнерах дает практически аналогичные результаты.

Изменение структурного состояния боросилицированных слоев по сравнению с борированными очень заметно сказывается на их микрохрупкости. Определение микрохрупкости диффузионных

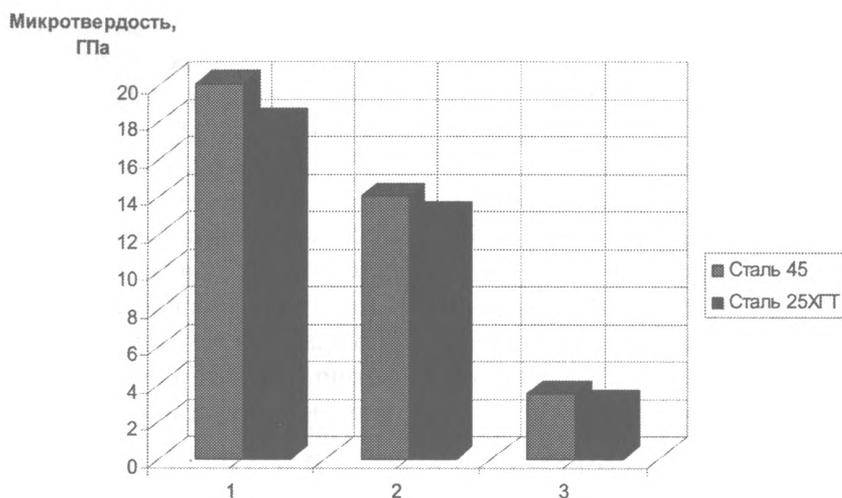


Рис.13. Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при $T = 890\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$: 1 – В; 2 – В-Si; 3 – без ХТО

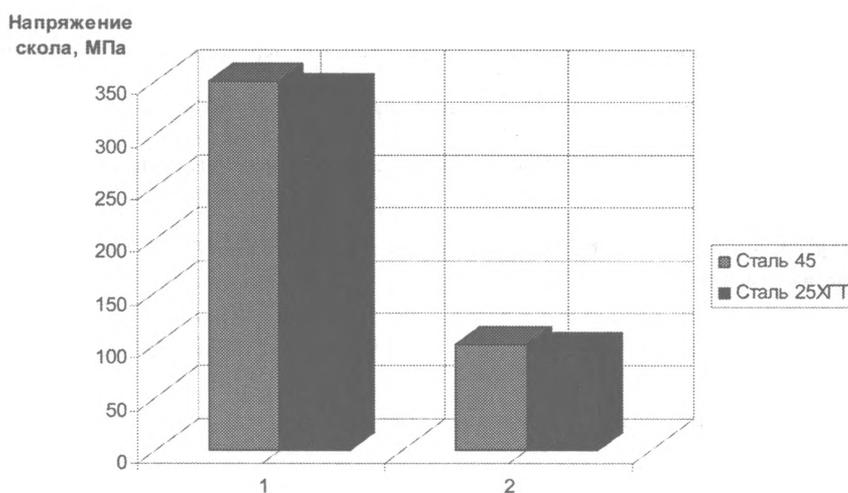


Рис. 14. Влияние ХТО на микрочужбность поверхностных слоев, полученных при $T = 890\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$. 1 – В-Si; 2 – В

слоев проводилось с использованием прибора ПМТ-3. Микрочужбность оценивали по напряжению скола σ диффузионно-упрочненной 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) [6]:

$$\sigma = \frac{0,17P}{2l^2} + lc,$$

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 890–900 °C при снижении микротвердости всего на 20–25% (до уровня 13–13,5 ГПа, что характерно фазе Fe₂B) напряжение скола увеличивается в 3,0–3,5 раза (рис. 14), что свидетельствует о значительном повышении сопротивления

хрупкому разрушению диффузионно-упрочненных поверхностей деталей при их работе в условиях динамических воздействий в процессе изнашивания.

Таким образом, получая отличающиеся по структуре диффузионные слои с различным соотношением боридных и силицидных фаз, можно в значительной степени влиять на сопротивление хрупкому разрушению поверхностных слоев деталей, эксплуатирующихся в реальных условиях в парах трения при периодических или постоянных ударных воздействиях. Так, если процесс изнашивания протекает без когда-либо проявляющихся динамических воздействий, можно рекомендовать к применению процесс борирования – для малогабаритных деталей ХТО в порошковых смесях с использованием негерметизируемых контейнеров, для крупногабаритных деталей – в обмазках, которые наносятся только на изнашивающиеся поверхности деталей. Если изнашивание протекает в условиях сравнительно невысокого

уровня периодически проявляющихся ударных воздействий, можно использовать процесс боросилицирования при температурах 880–900 °С.

Выводы

1. Проанализированы условия работы деталей трансмиссии трелевочных тракторов.
2. Установлены детали переднего ведущего моста трелевочного трактора ТТР-401 производства РУП «МТЗ», выходящие из строя вследствие интенсивного изнашивания, приводящие к необходимости внеплановых ремонтов.

3. Предложено комплексное боридное упрочнение деталей переднего ведущего моста.

4. Исследована структура поверхностных слоев, полученных на образцах сталей 45, 40Х и 25ХГТ при упрочнениях в смесях, содержащих бор, бор и кремний при температурах 890 и 820 °С.

5. Проанализированы микротвердость и микрохрупкость поверхностных слоев стальных образцов после борирования и боросилицирования, на основании чего даны рекомендации по использованию данных процессов ХТО в зависимости от условий эксплуатации деталей.

Литература

1. Колякин Л. А. Исследование динамических нагрузок трансмиссии колесного трелевочного трактора: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Йошкар-Ола, 1972.
2. Колякин Л. А. Экспериментальное исследование динамических нагрузок в силовой передаче колесного трелевочного трактора // Тр. ЦНИИМЭ. Химки. 1970. № 103. С. 104–111.
3. Громов Д. И. Исследование динамических нагрузок в силовой передаче колесного трактора: Дис. ... канд. техн. наук. Мн., 1962.
4. Ситкевич М. В., Бельский Е. И. Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок. Мн.: Выш. шк., 1987.
5. Ситкевич М. В., Кузменко Н. Н. Использование двухкомпонентного диффузионного упрочнения с участием бора и кремния для повышения свойств сталей // Материалы 5-й Междунар. науч.-техн. конф. «Наука – образованию, производству, экономике». Мн.: БНТУ, 2007.
6. Григоров П. К., Катханов А. И. Методика определения хрупкости борированного слоя // Повышение надежности и долговечности деталей машин. Ростов-на-Дону, 1972. Вып. 16. С. 97–98.