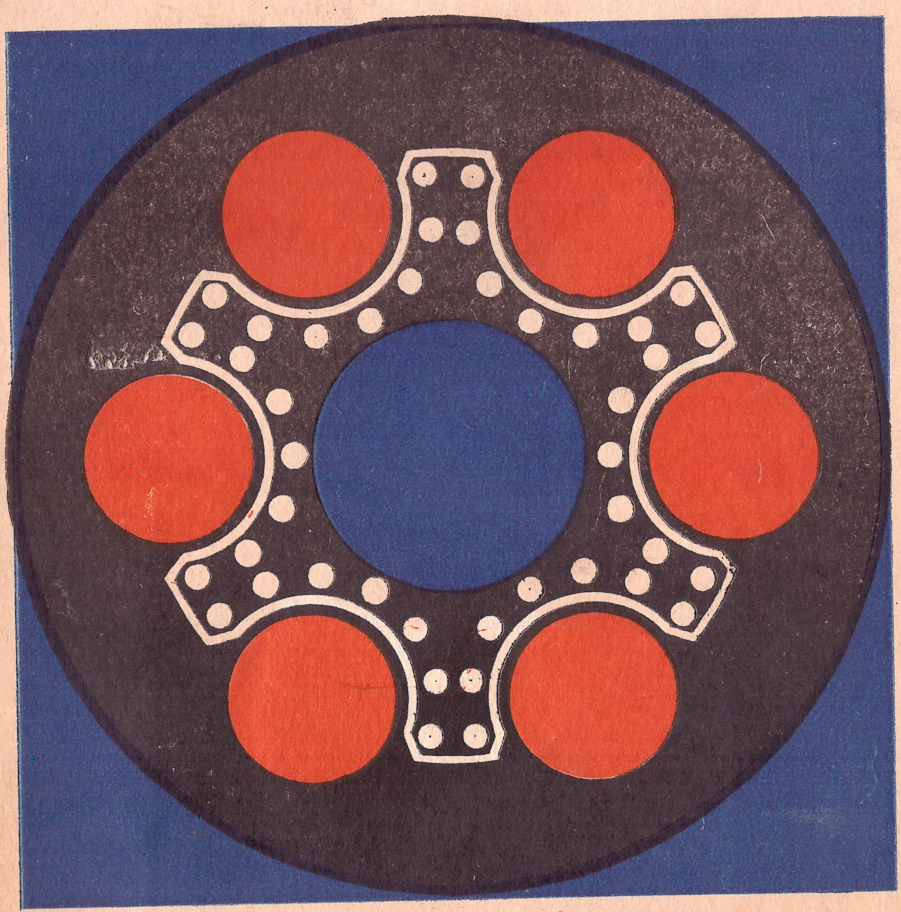
Б. Г. ГУРЕВИЧ, Е. А. ГОВЯЗИНА

ЭЛЕКТРОЛИЗНОЕ БОРИРОВАНИЕ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

621.78(03)
Г95



060564

621.78(03)
Г95

Б. Г. ГУРЕВИЧ, Е. А. ГОВЯЗИНА

ЭЛЕКТРОЛИЗНОЕ БОРИРОВАНИЕ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

Справочное пособие

060564
621.78(03)



Москва
«МАШИНОСТРОЕНИЕ»
1976

Техническая библиотека
Киевский
политехнический
институт

6П4.52
Г95
УДК 621.785.539.669.14(031)

Рецензент канд. техн. наук А. А. Юргенсон

Гуревич Б. Г. и Говязина Е. А.

Г95 Электролизное борирование стальных деталей. Справочное пособие. М., «Машиностроение», 1976.

72 с. с ил.

В справочном пособии приведены сведения по материалам и технологии поверхностного борирования, оборудованию, особенностям термообработки, износостойкости, прочности, коррозионной стойкости борированных деталей; даны примеры промышленного применения.

Справочное пособие предназначено для конструкторов и технологов машиностроительных проектных и технологических организаций и предприятий.

Г $\frac{31103-093}{038(01)-76}$ 093—76

6П4.52

© Издательство «Машиностроение» 1976 г.

2

ПРЕДИСЛОВИЕ

Борирование, заключающееся в насыщении поверхности стальных деталей бором, сопровождается образованием химических соединений бора с железом, так называемых боридов, которые обладают очень высокой твердостью и износостойкостью. Твердость борированного слоя значительно выше твердости азотированного или цементированного слоя. Благодаря этому большой интерес вызывает возможность применения борирования для повышения срока службы деталей, работающих на износ в абразивных средах и других условиях, где поверхностная закалка т. в. ч., азотирование и цементация оказываются малоэффективными.

Известно несколько методов борирования: газовое, в твердых средах (в порошках), жидкостное и электролизное. Промышленное применение пока нашло электролизное борирование. Остальные виды борирования еще не вышли за пределы лабораторных исследований и производственных проверок.

Первые исследования процесса электролизного борирования были опубликованы в 1934 г. [18]. Однако до 60-х годов электролизное борирование для повышения поверхностной твердости и износостойкости стальных деталей в машиностроении не применялось. Объяснялось это отсутствием стабильного технологического процесса и оборудования, необходимых для получения качественного борированного слоя в условиях серийного производства, а также малой изученностью вопроса и отсутствием информации о влиянии борирования на служебные свойства деталей (износостойкость, прочность при статических и циклических нагрузках и т. п.).

В начале 60-х годов была разработана промышленная технология электролизного борирования, выявлена необходимость и подобраны режимы термообработки борированных деталей из конструкционных сталей разных марок, исследованы износостойкость и прочность борированных образцов и деталей, определено потребное оборудование. Электролизное борирование стало внедряться в производство и в ряде случаев повысило в 1,5—5 раз срок службы деталей, работающих в условиях интенсивного износа.

Опыт, накопленный заводами и научно-исследовательскими организациями по электролизному борированию стальных деталей за последние 8—10 лет, не обобщен и практически известен только тем предприятиям, которые его применяют. Отдельные вопросы, связанные в основном с исследованием механизма электролиза расплавленной буры, влияния отдельных технологических параметров на глубину, твердость и фазовый состав борированного слоя, освещены в

периодических изданиях, например [5, 17, 29, 30, 34]. Сведения, приводимые в этих статьях, базируются на результатах лабораторных экспериментов и зачастую носят противоречивый характер, что связано, по-видимому, с применением разных методов исследования. Вопросы термообработки и прочности борированной стали освещены сравнительно мало [7, 10, 16, 22, 23].

В настоящей книге обобщен опыт ряда заводов, успешно применяющих электролизное борирование, приведены справочные данные по оборудованию, материалам, оснастке, необходимые работникам заводов и научно-исследовательских институтов для организации цехов и участков электролизного борирования. Даны сведения об основных служебных свойствах борированных деталей, которые следует знать при решении вопроса о целесообразности применения этого метода для повышения срока службы деталей разного назначения.

БОР, ПРОЦЕССЫ БОРИРОВАНИЯ И СВОЙСТВА БОРИРОВАННОГО СЛОЯ

Краткие сведения о боре и боридах железа

Бор входит в третью группу периодической системы химических элементов под номером 5 и имеет малый атомный радиус, равный 0,97 Å. Твердый бор чаще всего имеет кристаллическое строение с гексагональной решеткой [35] и в редких случаях — аморфное [36]. Плотность кристаллического бора 2,34, а аморфного — 1,73 г/см³. Температура плавления бора, по данным разных исследователей, находится в пределах 2000—2500° С. Бор обладает незначительной электропроводностью, которая увеличивается с повышением температуры [35]. При высоких температурах бор активно реагирует с кислородом, азотом, хлором, углеродом, железом и другими элементами.

Соединения бора с металлами называют боридами. С углеродом бор образует сложный карбид типа $B_{12}C_3$(B_4C) [36]. В системе железо — бор — углерод могут образовываться карбобориды, однако единого мнения об их строении нет. По мнению одних исследователей [35], карбоборид имеет вид $Fe_{15}CB_4$, а других [26] — $Fe_{23}CB_6$.

Растворимость бора в железе очень незначительна и, как следует из диаграммы состояния (рис. 1), она практически не зависит от температуры и составляет примерно 0,10—0,15%. При содержании 8,84% B образуется химическое соединение — борид железа Fe_2B, а при содержании 16,25% B — борид FeB. Борид Fe_2B плавится при 1389° С и имеет тетрагональную кристаллическую решетку с параметрами a=5,1 *kx*, c=4,25 *kx* и c/a=0,83. Борид FeB плавится при 1540° С и имеет ромбическую решетку с параметрами a=4,06 *kx*, b=5,51 *kx* и c=2,95 *kx* [26]. Структурные особенности строения решеток боридов железа обоих типов, изолированность атомов бора в решетке борида Fe_2B и наличие цепочек из атомов бора в решетке борида FeB обусловливают их специфические свойства, в частности высокую твердость, тугоплавкость и электропроводность. Твердость боридов очень высока: у Fe_2B она более H1500, а у FeB — более H2000, что превышает твердость абразива. Столь высокая твердость предопределяет и очень большую хрупкость. Бориды железа практически совсем не обладают способностью пластически деформироваться.

Методы поверхностного насыщения стали бором

Впервые возможность поверхностного насыщения низкоуглеродистой стали бором была доказана Н. П. Чижевским [32]. Слои, состоящие из боридов железа, получались в результате длительной выдержки при 950° С стальных образцов в твердых порошковых смесях, содержащих бор или ферробор. При применении ферробора диффузия бора в сталь идет быстрее, чем в порошках бора. Более поздние исследования показали, что диффузионное насыщение стали бором может производиться в разных средах. В зависимости от среды, в которой ведется процесс, различают следующие способы поверхностного насыщения бором: твердое борирование в боросодержащих порошках, газовое борирование в среде боросодержащего газа, жидкостное борирование в рас-

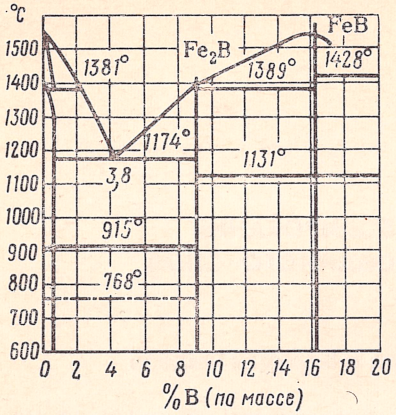


Рис. 1. Диаграмма состояния железо — бор

плавленных боросодержащих солях, электролизное борирование в расплавленных боросодержащих солях.

Необходимыми условиями формирования боридных слоев на поверхности стальной детали являются следующие:

1) наличие у насыщаемой поверхности активного атомарного бора;

2) температура и длительность выдержки, обеспечивающие протекание диффузии атомарного бора в сталь с образованием химических соединений — боридов железа.

Борирование в твердых средах является в какой-то мере аналогом процесса цементации стали углеродом в твердом карбюризаторе. В качестве порошков применяют смеси, содержащие аморфный бор, карбид бора или ферроборал, инертные добавки, например окись алюминия (глинозем) или шамот и хлористый аммоний. Хлористый аммоний вводят для активирования борируемой поверхности. Одновременно он является катализатором процесса.

Борирование в порошках производят в специальных герметически закрытых контейнерах, загружаемых в любую термическую печь, нагретую до 1000—1050° С. В процессе нагрева может выделяться газ, особенно при содержании в порошковой смеси хлористого аммония, поэтому необходимо, чтобы контейнер обладал достаточной прочностью при указанных температурах, либо была предусмотрена возможность выхода газа.

Образование борированного слоя в порошковых смесях протекает медленно из-за низкой реакционной способности этой среды, а малая теплопроводность порошков обусловливает необходимость длительного прогрева контейнера, что также существенно влияет на продолжительность процесса борирования.

Одной из причин большой продолжительности процесса борирования в твердых средах является адсорбция воздуха на частицах порошкообразного бора, которая уменьшает его химическую активность. Для некоторого ускорения диффузии бора ряд исследователей предлагают в процессе нагрева и последующей выдержки при заданной температуре откачивать из контейнера воздух либо создавать в нем восстановительную атмосферу введением водорода, смеси водорода с хлористым водородом или смеси углеводородов. Ускорение процесса объясняется тем, что при высокой температуре в вакууме и восстановительной среде образуются пары бора, обладающие повышенной реакционной способностью. Однако и в этом случае длительность процесса все еще остается большой, а качество образующегося борированного слоя ухудшается — он получается недостаточно плотным. Кроме того, создание вакуума, так же как и введение газообразных продуктов, требует специального оборудования, что усложняет выполнение этого процесса.

Таким образом, основными недостатками твердого борирования являются: большая продолжительность и, как следствие, малая производительность процесса, большая трудоемкость подготовительных работ, в частности приготовления рабочих смесей, необходимость нагрева и длительной выдержки при высоких температурах более 1000° С, нестабильность борированного слоя по глубине и плотности в пределах одной и той же садки и даже на разных участках одной детали.

Процесс борирования в порошках не нашел промышленного применения. Однако этот способ может оказаться эффективным для повышения поверхностной твердости и износостойкости мелких тонкостенных деталей, глубина твердого слоя которых не должна превышать нескольких сотых или тысячных долей миллиметра.

Борирование в газовой среде, как и в порошках, не вышло за рамки лабораторных исследований. В качестве боросодержащих газов используют хлори-

стый бор или диборан (бороводород), разбавляемые водородом или аргоном. При температуре выше 500° С происходит диссоциация диборана или хлористого бора [24, 28] с образованием водорода и атомарного бора. Последний, обладая при 850—900° С высокой активностью, при осаждении диффундирует в глубь металла, образуя бориды. Глубина слоя боридов обычно не превышает 0,1 мм.

Существенными недостатками этого способа борирования являются следующие: применение токсичных, взрывоопасных газовых смесей, необходимость специального оборудования, нестабильность слоев и неравномерность их по глубине, твердости и плотности.

Жидкостное борирование производят в расплавах, содержащих буру с добавками ферроборала или карбида бора. В табл. 1 приведены некоторые составы, применяемые для жидкостного борирования.

Таблица 1

Составы, применяемые при жидкостном борировании

№ состава	Компоненты	Содержание, %	№ состава	Компоненты	Содержание, %
1	Бура	60	3	Поваренная соль	18
	Карбид бора (B_4C)	40		Хлористый барий	65
2	Поваренная соль	20		Ферроборал	17
	Хлористый барий	71	4	Бура	70
	Карбид бора (B_4C)	9		Карбид кремния	30

Механизм насыщения бором стальной поверхности в расплавах составов № 1 и 4 включает следующие процессы:

1) выше 500° С происходит частичная термическая диссоциация буры с образованием борного ангидрида:

$$Na_2B_4O_7 \rightarrow Na_2O + 2B_2O_3;$$

2) образовавшийся борный ангидрид при температуре выше 700° С восстанавливается карбидом бора или карбидом кремния:

$$2B_2O_3 + 3B_4C \rightarrow 16B + 3CO_2;$$

$$2B_2O_3 + SiC \rightarrow 4B + SiO_2 + CO;$$

3) атомарный активный бор диффундирует в стальную поверхность с образованием боридов.

Из приведенных реакций следует, что в составе № 1 атомарного бора образуется в 4 раза больше, чем в составе № 4. При осаждении на стальной поверхности чрезмерно большого количества бора из-за его низкой теплопроводности диффузия бора, а следовательно, и образование борированного слоя замедляются. Этим, по-видимому, объясняется более интенсивное насыщение бором стальной поверхности при использовании состава № 4. Тем не менее и в составе № 4 процесс борирования протекает относительно медленно. Повышение температуры до 1000° С ускоряет процесс, но снижает механические свойства стали в связи с неизбежным ростом зерна. Кроме того, длительная работа при такой температуре вызывает значительное загустение расплава, которое способствует получению неравномерного по глубине борированного слоя и нарушению нормального протекания процесса борирования.

Нестабильность поведения расплава и относительно большая продолжительность процесса для получения слоя глубиной более 0,15 мм, препятствует внедрению этого способа в промышленное производство.

Электролизное борирование в расплавленной буре или смеси буры с поваренной солью, производимое при 900—950° С в течение 2,5—3,5 ч, широко распространено и успешно применяется на машиностроительных заводах для повышения износостойкости и срока службы деталей разного назначения. Бори-

руемые детали служат катодами, а в качестве анодов используют графитовые стержни.

Электролизное борирование представляет собой совмещение двух одновременно протекающих процессов: 1) термической и электролитической диссоциации буры с восстановлением бора на поверхности деталей-катодов; 2) адсорбции и диффузии активного атомарного бора в поверхностные слои детали — катода с образованием боридов железа.

Существуют две гипотезы о механизме образования активного атомарного бора при электролизе расплавленной буры. Согласно одной из них [34], наиболее распространенной, в процессе электролиза расплавленной буры протекают следующие реакции:

1) термическая диссоциация буры (частичная) с образованием борного ангидрида;

2) электролитическая диссоциация буры с образованием аниона $B_4O_7^{2-}$:

$$3Na_2B_4O_7 \rightarrow 6Na^+ + 3B_4O_7^{2-};$$

образование ионов Na^+ и $B_4O_7^{2-}$ обусловливает электропроводность расплава;

3) у анода происходит разряд аниона $B_4O_7^{2-}$ он отдает два электрона, в результате чего выделяется атомарный кислород и образуется борный ангидрид:

$$B_4O_7^{2-} - 2e \rightarrow 2B_2O_3 + 1/2\,O_2;$$

4) у катода ион натрия получает недостающий электрон и превращается в нейтральный атом натрия, который восстанавливает борный ангидрид с выделением активного атомарного бора, а частично соединяется с кислородом и сгорает. Следовательно, у катода (борируемой детали) протекают такие реакции:

$$6Na^+ + 6e \rightarrow 6Na;$$

$$6Na + B_2O_3 \rightarrow 2B + 3Na_2O.$$

Таким образом, согласно этой гипотезы, активный атомарный бор у поверхности деталей образуется в результате восстановления борного ангидрида, получающегося при термической и электролитической диссоциации буры натрием, выделяющимся на катоде в процессе электролиза.

Основываясь на том, что в этой гипотезе не учтены современные представления об ионном строении расплавленных солей и окислов, разработанные Я. И. Френкелем, О. А. Есиным и другими, Л. С. Ляхович и П. Г. Ворошнин [16] предлагают другую гипотезу о механизме образования активного атомарного бора. Согласно этой гипотезе, расплавленная бура состоит из ионов бора B^{3+}, натрия Na^+ и кислорода O^{2-}. В процессе электролиза ионы бора и натрия непосредственно разряжаются на катоде с образованием элементарного бора и натрия по реакциям

$$B^{3+} + 3e \rightarrow B;$$

$$Na + e \rightarrow Na.$$

Ионы кислорода разряжаются на аноде $O^{2-} = 0 + 2e$.

Согласно этой гипотезе, активный атомарный бор не является продуктом химического восстановления борного ангидрида натрием, выделяющимся на катоде. В подтверждение справедливости этого авторы работы [16] приводят термодинамические расчеты и значения потенциалов выделения натрия и бора при электролизе буры. По данным этой работы, потенциал выделения бора меньше, чем натрия, вследствие чего бор на катоде должен выделиться раньше и при меньшей плотности тока, чем натрий.

Механизм электролизного борирования представляется в следующем виде. При достижении потенциала выделения бора начинается разряд ионов бора на катоде. С увеличением напряжения и плотности тока количество разряжающихся на катоде ионов бора увеличивается и из-за их малой подвижности в расплавленной буре прикатодный слой обедняется бором и устанавливается

устойчивое равновесие. Дальнейшее увеличение плотности тока и напряжения приводит к разряду на катоде ионов натрия. Следует заметить, что обеднение прикатодного пространства ионами бора существенно влияет на процесс борирования деталей и особенно проявляется при электролизном борировании в расплавах, состоящих только из буры или из буры с борным ангидридом, обладающих низкой жидкотекучестью при рабочих температурах.

Элементарный бор в момент выделения на поверхности детали-катода обладает высокой реакционной способностью и при температуре расплава 900—950° С диффундирует в поверхностные слои детали, взаимодействует с железом, образуя бориды и борированный слой, который по структуре, травимости и физико-механическим свойствам резко отличается от основного металла детали. Глубина получаемого борированного слоя зависит от химического состава стали детали, температуры расплава, длительности электролиза и в какой-то мере от плотности тока.

О характере протекания процесса диффузии бора в сталь и образовании слоя, состоящего из боридов железа, также не существует единого мнения. В некоторых работах [3] высказывается предположение, что первоначально происходит диффузия активного атомарного (элементарного) бора в α- или γ-фазу железа и только после достижения предельного насыщения твердого раствора бора в железе происходит образование боридов — в начале борида Fe_2B с тетрагональной решеткой, а затем ромбического борида FeB. Согласно этому представлению, процесс образования и строения борированного слоя на железе и углеродистой стали отличается от наблюдаемого на легированной стали. Другие исследователи [18, 34] утверждают, что бориды железа образуются в результате непосредственного химического взаимодействия активного атомарного бора с железом на поверхности борируемой детали. Однако согласиться с этим мнением — значит, признать, что образование борированного слоя является бездиффузионным, чисто реакционным процессом, что вряд ли возможно. Тем более, что увеличение глубины борированного слоя с увеличением продолжительности электролиза невозможно без протекания диффузионных процессов, аналогичных тем, которые должны наблюдаться при постепенном насыщении бором поверхностных слоев детали.

К сожалению, общепринятыми методами изучения последовательности образования новых фаз на поверхности детали в процессе борирования невозможно установить, в результате насыщения или химического взаимодействия образуются боридные фазы. Вопрос о механизме образования боридного слоя при электролизном борировании пока остается спорным.

Электролизное борирование имеет следующие преимущества перед твердым и газовым борированием.

В отличие от твердого борирования в порошках, электролизное борирование не требует специальных подготовительных работ и приготовления порошковых смесей. Процесс ведется при температуре на 50—100° С ниже, что влияет на стойкость термического оборудования и свойства борируемой стали. Продолжительность процесса, обеспечивающего получение борированного слоя одной и той же глубины, меньше, чем при твердом борировании.

В отличие от газового электролизное борирование не сопряжено с применением токсичных и взрывоопасных газовых смесей и не требует особых мер противопожарной безопасности.

Электролизное борирование в отличие от жидкостного является стабильным процессом, не требует частой корректировки расплава и за 2,5—3,5 ч обеспечивает получение борированного слоя глубиной 0,12—0,28 мм, обладающего высокой твердостью, плотностью и износостойкостью.

Электролизное борирование впервые начали применять на заводах нефтехимического оборудования для повышения срока службы различных деталей буровых насосов, работающих в условиях интенсивного абразивного износа. По данным Г. В. Мыльникова [20], работоспособность буровых насосов с втулками из стали 40 после электролизного борирования в 3—4 раза выше, чем неборированных из той же стали или чугуна, и в 1,5—2 раза выше, чем азотированных из стали 38ХМЮА. Борирование увеличило износостойкость дисков пяты турбобура и штоков буровых насосов из стали 45 в 2—4 раза.

Электролизное борирование успешно применяют для повышения срока службы вставок для проволочных станков, работающих на износ при высоких тем-

пературах и давлениях. Стойкость борированных вставок из стали 40 в среднем в 13 раз больше стойкости изготовленных из чугуна СЧ 21-40, и в 2 раза больше, чем из стали 40 с хромистым покрытием.

Срок службы футеровочных пластин из стали 40, пресс-форм для полусухого прессования огнеупорного кирпича, работающих в условиях интенсивного абразивного износа, после электролизного борирования в 2—3 раза больше, чем цементованных. Высокую износостойкость при эксплуатационных испытаниях показали борированные лемехи тракторных плугов.

Электролизное борирование деталей технологической оснастки из сталей 5ХНВ, 5ХНМ и др., применяемых при горячей штамповке, прошивке отверстий, навивке пружин, в сочетании с термообработкой повышает срок службы в 2,5—3 раза.

Это далеко не полный перечень примеров, показывающих возможность повышения износостойкости и срока службы деталей разного назначения, достигаемого применением электролизного борирования. Однако следует иметь в виду, что эффективность электролизного борирования во многих случаях зависит от последующей термообработки. Назначение и выбор режимов термообработки определяются составом стали, из которой изготовлены детали, и условиями их работы. В частности, необходимо принимать во внимание характер рабочих нагрузок. Отсутствие термообработки или проведение ее по неправильно выбранному режиму может резко уменьшить эффективность электролизного борирования, особенно, если детали работают на износ при одновременном воздействии значительных не только статических, но и циклических или ударных нагрузок.

Структура и свойства борированного слоя

Структура и фазовый состав. При металлографическом исследовании шлифов из углеродистой стали и стали, легированной различными элементами, кроме кремния, на поверхности, подвергавшейся электролизному борированию, выявляется довольно плотный белый слой боридов, вклинивающихся в основной металл. Между борированным слоем и сердцевиной имеется зигзагообразная граница раздела. Тщательное рассмотрение структуры белого слоя, даже после травления 3%-ным раствором азотной кислоты, показывает, что он состоит из переплетающихся столбчатых кристаллов разного оттенка, более светлые располагаются у самой поверхности (рис. 2). При травлении шлифа специальным составом (пикриновая кислота 0,8 г, едкий калий 20 г, вода 50 см^3) при 45°С в течение 30 с поверхностная часть борированного слоя приобретает фиолетовую или сиреневую окраску, а следующая за ней зона — коричневую, остальная часть борированного слоя остается светлой (рис. 3).

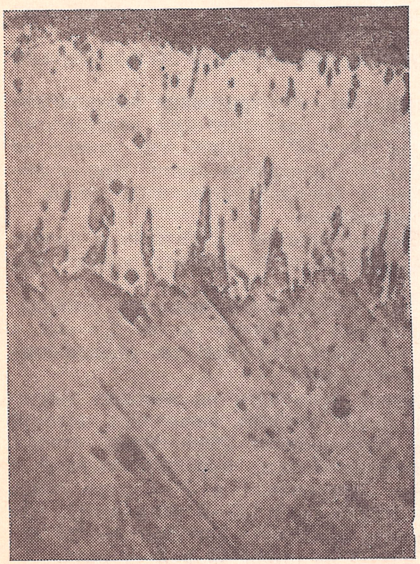


Рис. 2. Структура борированного слоя углеродистой стали (×200)

Рентгеноструктурные исследования слоя, полученного электролизным борированием, показали, что поверхностная зона, окрашивающаяся при цветном травлении в сиреневый цвет, представляет собой борид железа FeB, а коричневая — борид железа Fe_2B. Бориды обоих типов имеют столбчатое игольчатое строение. Между концами игл борида Fe_2B, вблизи границы с основным металлом (сердцевиной), находятся включения α-фазы твердого раствора

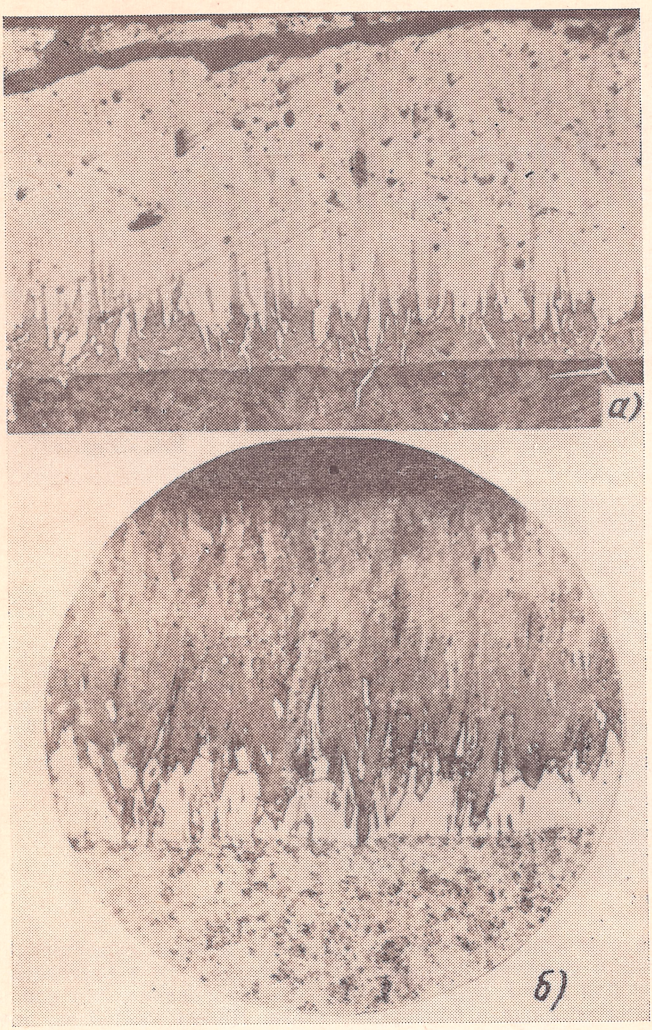


Рис. 3. Структура борированного слоя стали 40ХС после травления (×300):
а — обычного; *б* — цветного

бора в α-железе. Располагающаяся за боридным слоем α-фаза по травимости и строению отличается от боридов, а количество ее зависит от состава стали. В сталях, содержащих до 0,5% Si, количество α-фазы обычно не превышает 10%. В борированном слое чугуна и сталей, легированных кремнием, количество α-фазы достигает 30% и резко изменяет характер микроструктуры слоя. У этих материалов между основным, почти нетравящимся слоем, состоящим из боридов железа, и сердцевиной располагается развитая α-фаза с мелкими включениями глобулярной и неправильной формы. Предполагают, что эти включения представляют собой либо борид железа, либо сложный карборид. Судя по результатам измерения микротвердости, более вероятно, что это включения борида железа. Для борированного слоя данного типа характерна резкая, почти прямолинейная граница с переходной зоной сердцевины (рис. 3, *а*).

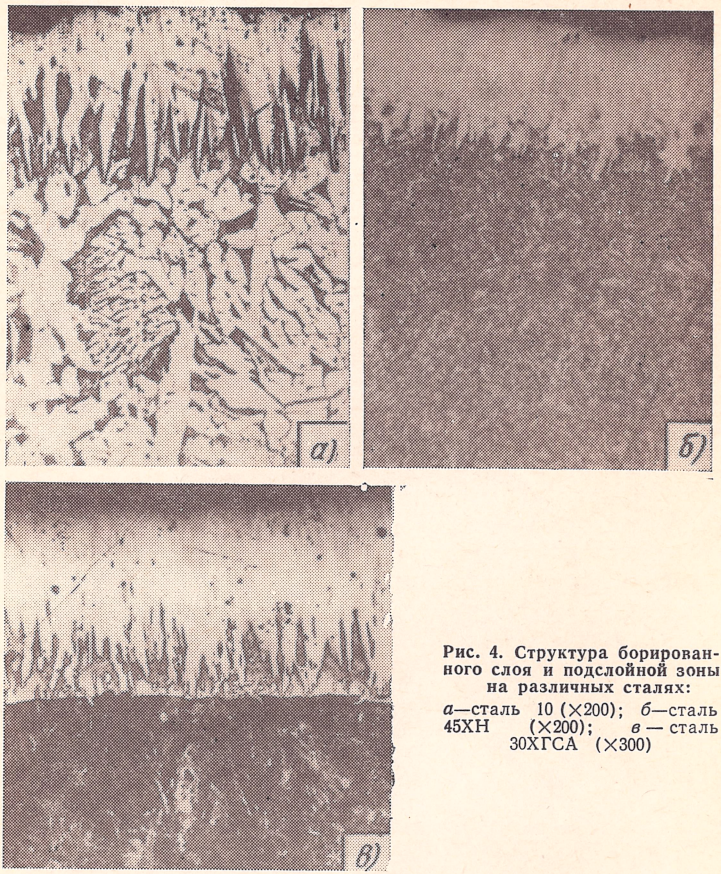


Рис. 4. Структура борированного слоя и подслойной зоны на различных сталях:
а—сталь 10 (×200); *б*—сталь 45ХН (×200); *в* — сталь 30ХГСА (×300)

Наличие различных легирующих элементов в стали существенно влияет на формирование и строение борированного слоя (рис. 4), в частности на соотношение в нем фаз FeB и Fe_2B и на скорость борирования. Это влияние зависит от содержания углерода в борируемой стали. Никель, молибден, вольфрам, ванадий, кобальт, ниобий и титан тормозят процесс формирования борированного слоя и уменьшают его глубину. Марганец при содержании более 2% оказывает аналогичное влияние, но в меньшей степени. Хром и кремний практически не влияют на скорость борирования и глубину слоя.

В работе [16] предложена методика подсчета соотношения фаз FeB и Fe_2B в борированном слое (рис. 5). Шлифы были подвергнуты цветному травлению. Согласно этой методике относительное количество фазы FeB в слое определяют по формуле

$$\text{FeB} = \frac{1/2\,(L + L_1)}{1/2\,(U + U_1)} \cdot 100\%,$$

где L — общая глубина слоя FeB; L_1 — глубина сплошного слоя FeB; U — общая глубина борированного слоя; U_1 — глубина сплошного слоя боридов обоих типов.

Легирование стали никелем, марганцем, хромом, молибденом и вольфрамом увеличивает количество борида FeB в борированном слое [16], что подтверждается рентгеноструктурным анализом.

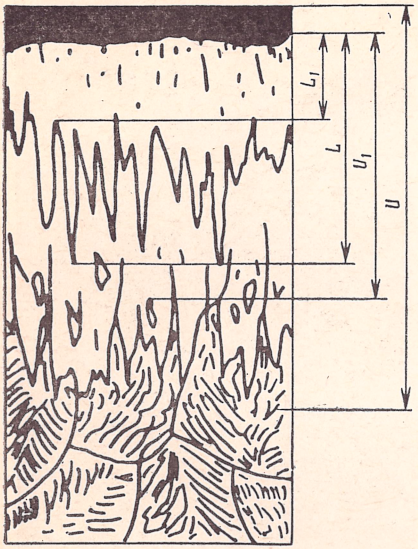


Рис. 5. К определению процентного соотношения боридов разного состава

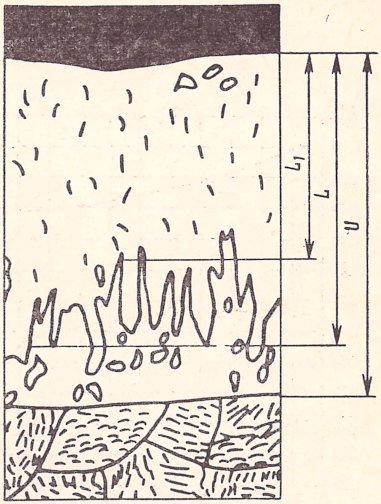


Рис. 6. К определению процентного соотношения боридов и α-фазы в борированном слое стали, легированной кремнием

Аналогичный способ исследования может быть использован для определения соотношения боридного слоя и α-фазы в борированном слое кремнистых сталей и чугуна. В этом случае при исследовании шлифов не требуется цветного травления. Расчет следует производить в соответствии со схемой, показанной на рис. 6, и по формуле

$$FeB + Fe_2B = \frac{1/2\,(L + L_1)}{1/2\,(U + L_1)} \cdot 100\%;$$

$$\alpha = 100 - (FeB + Fe_2B)\,\%.$$

Под борированным слоем располагается зона, условно называемая переходной, которая по содержанию углерода и структуре существенно отличается от сердцевины. У низко- и среднеуглеродистой стали, содержащей 0,15—0,5% С, переходная зона имеет неоднородную крупнозернистую структуру перлита, соответствующую эвтектоидной стали (0,6—0,8% С), в то время как структура сердцевины состоит из перлита и феррита в соотношении, соответствующем химическому составу стали данной марки.

У высокоуглеродистой и высоколегированной стали в структуре переходной зоны наблюдаются крупноигольчатые продукты распада аустенита и большее, чем в сердцевине, количество карбидов и цементита, которые в сталях, содержащих до 0,5% Si, располагаются непосредственно за борированным слоем между концами боридных игл и под ними, а в сталях, легированных кремнием, под α-фазой. Образование переходной зоны, обогащенной углеродом, обусловлено оттеснением углерода из поверхностного слоя, насыщенного бором, в удаленные от поверхности объемы аустенита.

Благодаря тому, что скорость диффузии углерода выше, чем бора, глубина переходной зоны всегда оказывается значительно больше глубины борированного слоя. Послойным химическим анализом переходной зоны установлено, что с увеличением содержания углерода в стали усиливается его миграция из борированного слоя в переходную зону. Из-за оттока углерода вглубь у сталей с разным содержанием углерода нивелируются условия для диффузии бора и при относительно небольшой продолжительности процесса боридные слои на сталях с разным содержанием углерода незначительно разнятся по глубине.

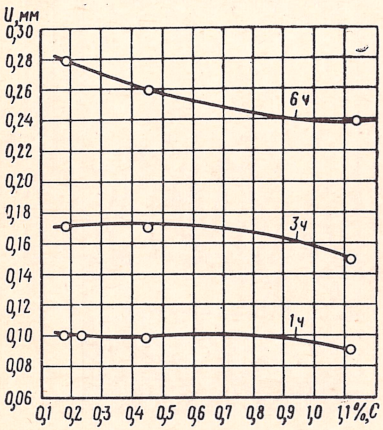


Рис. 7. Влияние содержания углерода в стали на скорость образования борированного слоя *и* при разной длительности процесса



Рис. 8. Борированный слой стали 40ХС с черными точками на границе с α-фазой (×300)

При увеличении продолжительности борирования переходная зона обогащается углеродом, дальнейшая его миграция затрудняется и диффузия бора затормаживается. Поэтому с увеличением продолжительности электролизного борирования содержание углерода в стали начинает влиять на скорость борирования (рис. 7).

В переходной зоне, помимо повышенного содержания углерода, химическим анализом обнаружен бор в количестве от сотых до 0,2%. Бор и углерод понижают критические точки и критическую скорость закалки, что обусловливает образование крупнозернистых и промежуточных структур в переходной зоне среднеуглеродистой стали (45Х, 40ХС и др.) при охлаждении на воздухе после борирования. Как будет показано ниже, структура переходной зоны существенно влияет на свойства борированных деталей, поэтому ее необходимо учитывать при назначении последующей термообработки.

В структуре борированного слоя чугуна, а иногда и стали, легированной кремнием, между боридными иглами и α-фазой обнаруживаются черные точки, разрозненные и в виде цепочек (рис. 8). Природа этих цепочек пока не выяснена. Предполагают, что это точечная пористость, образующаяся при изготовлении шлифа вследствие выкрашивания включений графита. Появление графитовых включений в стали связывают с наличием кремния и повышенным содержанием углерода, оттесненного из боридного слоя. В сталях, легированных кремнием, это явление чаще наблюдается при повышенной температуре борирования (более 950° С).

Твердость. Твердость борированного слоя слагается из твердости боридов и α-фазы. Глубина борированного слоя, как правило, не превышает 0,3 мм, поэтому твердость слоя в целом и отдельных его зон измеряют прибором микротвердости ПМТ-3. Микротвердость боридных фаз раздельно определяют при нагрузке 50 гс, а слоя в целом и развитой α-фазы — при нагрузке 100 гс.

Микротвердость борированного слоя и главным образом поверхностной зоны легированной конструкционной стали несколько ниже, чем углеродистой (табл. 2). Это явление, по-видимому, связано с количеством образующегося при

Таблица 2

Микротвердость H_{100} разных зон борированного слоя на сталях

Сталь	Зона			
	первая, преимущественно из FeB	вторая, преимущественно из Fe_2B	третья, α-фаза с включениями Fe_2B	четвертая α-фаза
20	2000—2500	1500—1600	450—900	—
45	1900—2400	1500—1600	450—900	—
45Х	1900—2300	1500—1600	480—900	—
38ХС	1800—2200	1350—1600	450—750	450
18ХГТ	1600—1900	1300—1600	450—700	—
Чугун	1300—1700	1000—1300	450—700	450

борировании FeB, обладающего наибольшей твердостью, которое зависит от состава стали. Твердость зоны, состоящей преимущественно из Fe_2B, у приведенных сталей практически одинаковая. Более низкая твердость этой зоны борированного слоя чугуна обусловлена наличием в ней значительного количества α-фазы.

Нижние значения твердости в третьей зоне соответствуют значениям твердости непосредственно самой α-фазы, а более высокие — относятся к участкам α-фазы с включениями Fe_2B (рис. 9).

Коэффициент линейного расширения и хрупкая прочность борированного слоя. Различными методами дефектоскопии (цветной, люминесцентной или магнитной) на борированной поверхности можно выявить тонкие кольцевые трещины (рис. 10). Многочисленными металлографическими исследованиями установлено, что эти трещины очень мелкие и большей частью имеют характер хрупкого прямолинейного надреза в глубь борированного слоя. При закалке после борирования число трещин может увеличиваться, иногда образуется тонкая сетка трещин. Однако и после закалки трещины по глубине не выходят за пределы борированного слоя. Образование этих трещин является результатом сложных процессов, протекающих при взаимодействии основного металла сердцевины с борированным слоем, как при его формировании, так и последующем охлаждении и обусловленных резким различием их фазового состава и физико-механических свойств. Основное значение имеют коэффициенты линейного расширения и сопротивление хрупкому разрушению (хрупкая прочность).

Борированный слой формируется при высокой температуре. Изменение его объема в процессе охлаждения с температуры борирования и при последующей закалке, зависящее от коэффициентов линейного расширения, в значительной мере определяет характер напряжений, возникающих в твердом слое и переходной зоне от взаимодействия с сердцевиной. Величина и знак этих напряжений в совокупности с сопротивлением пластической деформации твердого слоя определяют возможность образования в нем трещин. Борированный слой обладает очень высокой твердостью и не имеет практически никакого запаса пластичности, поэтому в нем могут образоваться трещины, если при охлаждении с температуры борирования и при закалке в слое или непосредственно под ним возникнут растягивающие напряжения, величина которых превысит предел прочности. Таким образом, для объяснения явления образования трещин на борированной поверхности нужно знать коэффициенты линейного расширения слоя и сердцевины и предел прочности борированного слоя.

Определение коэффициента линейного расширения борированного слоя сопряжено с большими трудностями в связи со сложностью изготовления образцов, состоящих из одного борированного слоя (образцов со сквозным бориро-

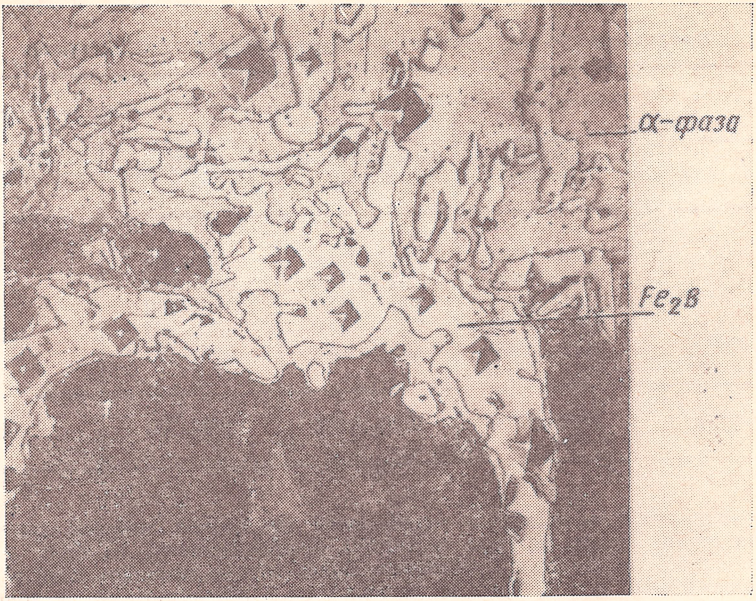


Рис. 9. Структура третьей зоны борированного слоя стали 40ХС с отпечатками микротвердости (×500)

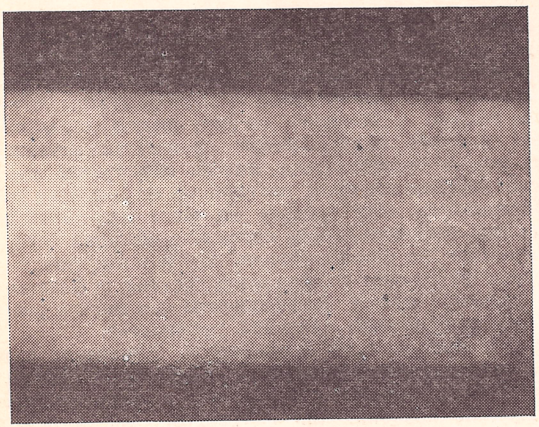


Рис. 10. Кольцевые трещины на борированной поверхности

ванием). По-видимому, этим объясняется отсутствие таких данных в технических справочниках.

При участии авторов были определены коэффициенты линейного расширения трубчатых стальных образцов диаметром 20 мм, длиной 100 мм с толщиной стенки 0,4 мм, подвергнутых двустороннему борированию. Суммарная глубина борированного слоя в сечении каждой стенки составляла 0,3—0,35 мм. Образец помещали в лабораторную камерную печь и нагревали со скоростью 4° С/с. В процессе нагрева от 20 до 1000° С через каждые 100° с помощью микроскопа-компоратора измеряли удлинение образца. Относительная погрешность измерения не превышала 3%. Погрешность измерения температуры термопарой, механически прикрепленной к образцу, составляла ±3%. Полученные

значения соответствовали усредненному коэффициенту линейного расширения борированного слоя.

Коэффициент линейного расширения сердцевины определяли на аналогичных образцах, не подвергавшихся борированию, при температуре не выше 700° С, исходя из того, что при более высокой температуре в борированном слое не происходит фазовых превращений, в то время как в сердцевине происходит превращение $\alpha \rightleftarrows \gamma$, которое связано с изменением объема.

Из табл. 3 следует, что коэффициент линейного расширения образцов, у которых $^3/_4$ сечения занимает борированный слой, в интервале температур

Таблица 3

Коэффициент линейного расширения и относительный температурный коэффициент модуля упругости образцов из стали 10

Параметр	Образец	
	борированный	неборированный
Коэффициент линейного расширения (1°С) в интервале температур, °С:		
20—100	$7{,}9 \cdot 10^{-6}$	$11{,}6 \cdot 10^{-6}$
20—200	$8{,}38 \cdot 10^{-6}$	$12{,}6 \cdot 10^{-6}$
20—300	$9{,}0 \cdot 10^{-6}$	$13{,}6 \cdot 10^{-6}$
20—400	$9{,}2 \cdot 10^{-6}$	$14{,}2 \cdot 10^{-6}$
20—500	$9{,}3 \cdot 10^{-6}$	$14{,}4 \cdot 10^{-6}$
20—600	$9{,}5 \cdot 10^{-6}$	$14{,}5 \cdot 10^{-6}$
20—700	$9{,}7 \cdot 10^{-6}$	$14{,}5 \cdot 10^{-6}$
Относительный температурный коэффициент модуля упругости в интервале температур, °С:		
20—100	$-16{,}6 \cdot 10^{-5}$	$-29 \cdot 10^{-5}$
20—200	$-17{,}4 \cdot 20^{-5}$	$-31{,}5 \cdot 10^{-5}$
20—300	$-18{,}6 \cdot 10^{-5}$	$-34 \cdot 10^{-5}$
20—400	$-18{,}9 \cdot 10^{-5}$	$-35{,}5 \cdot 10^{-5}$
20—500	$-19{,}1 \cdot 10^{-5}$	$-36 \cdot 10^{-5}$
20—600	$-19{,}6 \cdot 10^{-5}$	$-36{,}3 \cdot 10^{-5}$

20—700° С значительно меньше коэффициента линейного расширения сердцевины (неборированный образец). Для внесения поправки на несквозное борирование образца можно предположить, что изменение объема борированного слоя алгебраически суммируется в образце с изменением объема неборированной прослойки металла. Расчеты с учетом этой поправки показали, что коэффициент линейного расширения борированного слоя в интервале температур 20—700° С составляет 65—69% коэффициента линейного расширения сердцевины. С повышением температуры коэффициент линейного расширения сердцевины растет быстрее коэффициента линейного расширения борированного слоя (рис. 11).

Зная коэффициенты линейного расширения, по формуле Я. Б. Фридмана [31] можно определить температурные коэффициенты модуля упругости (табл. 3).

060564

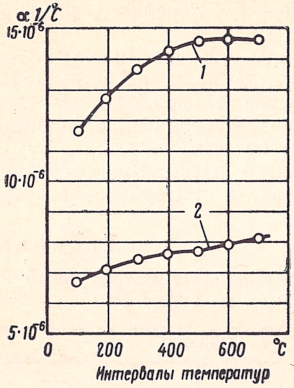


Рис. 11. Зависимость от температуры коэффициента линейного расширения стали 40ХС:
1 — сердцевина; *2* — борированный слой

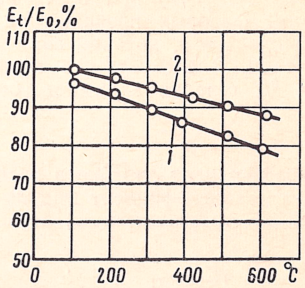


Рис. 12. Зависимость от температуры относительного изменения модуля упругости:
1 — сердцевина; *2* — борированный слой

Относительное изменение модуля упругости от температуры показано на рис. 12.

Приведенные данные могут быть использованы для исследования взаимодействия борированного слоя с сердцевиной при его формировании и развитии, а также для определения поля остаточных напряжений, возникающих в борированных образцах и деталях в процессе борирования и последующей термообработки.

К хрупким относят разрушения, происходящие путем отрыва без предварительной макроскопической пластической деформации. Борированный слой почти не обладает способностью пластически деформироваться и склонен к хрупким разрушениям.

Сведений о склонности борированного слоя или борированных образцов к хрупким разрушениям в справочниках нет. С целью определения склонности к хрупким разрушениям образцы подвергали двустороннему (сквозному) борированию и испытывали при одноосном растяжении (плоские образцы толщиной 0,7 мм и шириной 4,5 мм) и при изгибе сосредоточенной нагрузкой (пластинки толщиной 0,35—0,5 мм и шириной 10—17 мм).

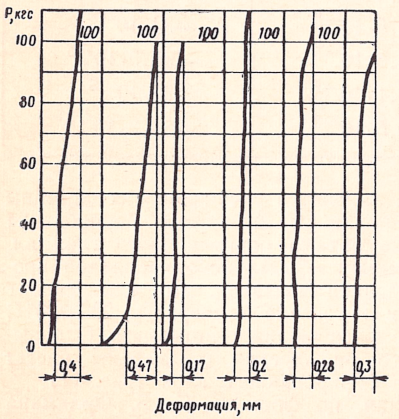


Рис. 13. Диаграмма деформации при растяжении борированных образцов из стали 40ХС толщиной 0,7 мм

На рис. 13 приведены типичные диаграммы деформации борированных образцов при одноосном растяжении, вид которых характерен для хрупкого разрушения. В образцах толщиной 0,7 мм, подвергавшихся растяжению, соотношение площади сечения, занимаемой борированным слоем, и площади поперечного сечения сердцевины изменялось от 25 до 55%. Несмотря на это предел прочности всех образцов колебался от 30 до 35 кгс/мм².

Среднее значение предела прочности при растяжении составляет 32 кгс/мм², а при изгибе—34 кгс/мм².

Экспериментальных данных о влиянии температуры на прочность боридов железа нет. Так как твердость боридов железа при высоких температурах не изменяется и для хрупких материалов вообще характерна слабая зависимость их прочности от

температуры, то можно полагать, что прочность борированного слоя при высоких температурах не будет существенно отличаться от его прочности при комнатной температуре. Это дает основание считать, что борированный слой и при высоких температурах представляет собой абсолютно упругое тело, не претерпевающее пластической деформации при одноосном или плоском растяжении. В то же время это не исключает возможности возникновения в нем ограниченной пластической деформации в условиях более «мякого» напряженного состояния и, в частности, в условиях плоского сжатия при длительном воздействии нагрузки при высоких температурах. Именно в таких условиях оказывается борированный слой в процессе его формирования и взаимодействия с сердцевиной при температурах выше 800°С из-за более низкого значения коэффициента линейного расширения.

При охлаждении после борирования до 750—700° С сердцевина борированной стали претерпевает фазовое превращение $\gamma \longrightarrow \alpha$, сопровождающееся значительным увеличением объема. Обусловленная этим деформация сердцевины вызывает растяжение борированного слоя и может привести к его разрушению, так как он оказывается в условиях двухосного растяжения.

Увеличение скорости охлаждения борированных деталей должно способствовать возрастанию термических напряжений за счет градиента температур по сечению и усугублять возможность возникновения трещин в борированном слое. Таким образом, причинами образования трещин в хрупком борированном слое при охлаждении после борирования и в процессе закалки являются растягивающие напряжения, обусловленные полиморфным превращением $\gamma \longrightarrow \alpha$ в сердцевине при разности коэффициентов линейного расширения слоя и сердцевины. Следует иметь в виду, что наличие трещин в борированном слое не исключает возможности возникновения в нем сжимающих напряжений после полного охлаждения деталей, так как процесс возникновения остаточных напряжений происходит в условиях сложного взаимодействия слоя с сердцевиной. На этот процесс влияют релаксационные явления, различие коэффициентов линейного расширения слоя и сердцевины, а также различное изменение их модулей упругости при изменении температуры. Все приведенные обстоятельства необходимо учитывать при выборе и назначении режимов термообработки борированных деталей.

ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛЕКТРОЛИЗНОГО БОРИРОВАНИЯ

Установки электролизного борирования

Расплавленная бура при 900—950° С является очень агрессивной средой и разъедает подавляющее большинство металлических и неметаллических материалов. Высокая химическая активность буры создает значительные трудности, возникающие при выборе материалов и конструкции установок электролизного борирования, что длительное время являлось одной из причин, тормозивших внедрение этого процесса. В настоящее время на заводах используют тигельные электроустановки двух типов, отличающиеся конструкцией и способом нагрева буры. В установках обоих типов применяют литые или сварно-литые тигли из жаропрочной высоколегированной стали Х12Н28. В качестве дополнительных мер от разъедания применяют катодную защиту тигля и производят предварительное борирование внутренней поверхности его.

Наиболее распространенным типом электролизных установок пока являются тигельные установки с наружным обогревом, изготовляемые на базе шахтных цементационных печей типа Ц-35 или Ц-90. Диаметр тигля составляет примерно 525 мм, рабочая высота около 1000 мм, толщина стенок тигля 35—40 мм. Тигли на установках этого типа нагреваются элементами из нихромовой ленты, питающимися от трансформатора АНТ-75$А_3$. Установка электролизного борирования приведена на рис. 14.

Практика показывает, что срок службы тиглей нестабилен и при непрерывной работе установок составляет в среднем 4 мес. На срок службы тигля очень влияет качество отливки и сварных швов. Так, при достаточной плотности

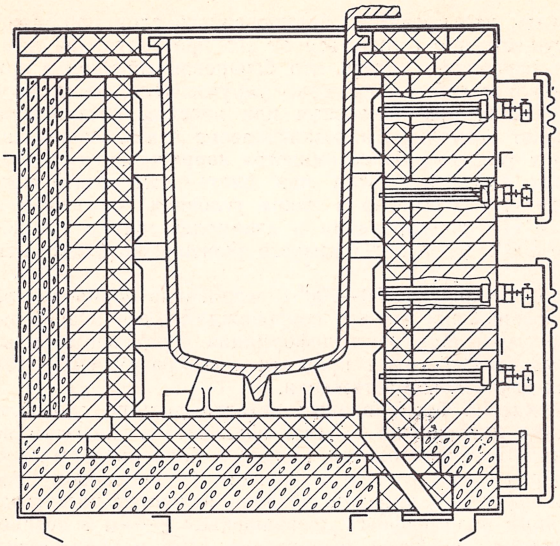


Рис. 14. Установка электролизного борирования с наружным нагревом

отливки и сварных швов тигли работают без ремонта в течение 6—8 мес., а иногда и больше. В то же время тигли, имеющие пористость или другие подобные литейные дефекты, могут выйти из строя через один или несколько дней из-за появления течи расплавленной буры. Расплавленная бура попадает на футеровку печи, нагревательные элементы и разрушает их. В результате для нового запуска, кроме замены тигля, требуется еще и полный ремонт всей установки.

Во избежание частой замены тигли наряду с рентгеноконтролем необходимо проверять на герметичность с помощью «керосиновой пробы». В предварительно опескоструенный тигель наливают керосин и его выдерживают в течение 1—2 суток. При наличии мельчайшей сквозной пористости на наружной поверхности тигля появляются расплывающиеся темные пятна или подтеки керосина. Такие тигли можно исправить заваркой и снова проверить на герметичность.

В установках этого типа (см. рис. 14) теплопередача осуществляется излучением от наружных элементов сопротивления, расположенных на внутренней поверхности печи, к поверхности стального тигля. Для нагрева расплава до температуры 930—950° С и поддержания ее в течение работы установки температура элементов должна быть около 1100° С, при этом наружная поверхность тигля нагревается до температуры примерно 1050°С. Длительное воздействие столь высокой температуры сопровождается сильным окислением наружной поверхности тигля, образованием на ней окалины, которая, обладая низкой теплопроводностью, приводит к местным перегревам и утонению стенок, что также отрицательно сказывается на сроке службы тигля.

Таким образом, основными недостатками установок электролизного борирования с наружным обогревом является недостаточный срок службы литых или сварно-литых тиглей из жаропрочной стали Х12Н28, обусловленный не только химической агрессивностью расплавленной буры, но и длительным нагревом поверхности тигля свыше 1000° С.

Сравнительно недавно заводы начали применять установки для электролизного борирования с внутренним электродным нагревом буры (рис. 15). В этих установках расплав нагревается непосредственно при прохождении через него электрического тока. Сам расплав является как бы нагревательным элементом.

При одной и той же рабочей температуре расплава 950° С температура стенок тигля более чем на 100° С ниже, чем в установках с наружным обогревом. Такое снижение температуры существенно сказывается на сроке службы тигля. Двухлетний опыт работы одного из заводов показал, что срок службы

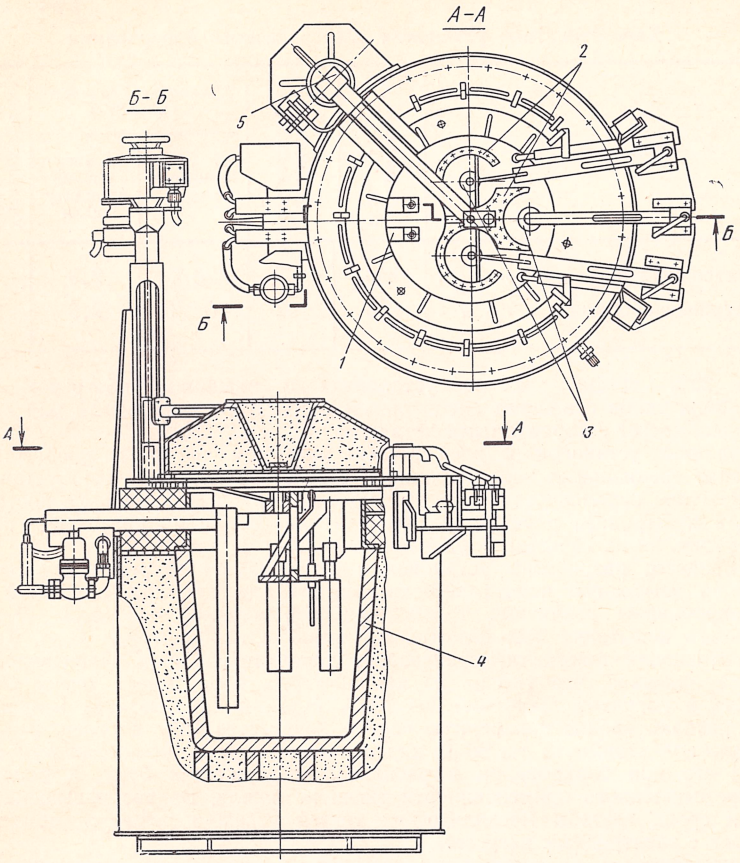


Рис. 15. Установки электролизного борирования с электродным нагревом:
1 — электроды для нагрева соли; *2* — кассеты с деталями; *3* — аноды; *4* — тигель; *5* — подъемник

тиглей на установках этого типа в среднем составляет 5—6 мес. без ремонта, а с учетом ремонтных работ — не менее года. Следует отметить, что при электродном нагреве улучшается циркуляция расплава, что способствует более равномерному распределению температуры по объему тигля. Еще одним преимуществом этих установок является простота замены нагревателей-электродов при выходе их из строя.

Расчет расхода электроэнергии на нагрев расплава показал, что установки с электродным нагревом значительно экономичнее установок с внешним обогревом ленточными нагревателями.

Питание установок с электродным нагревом осуществляется от сети переменного тока напряжением 380 В через трансформатор ТПО-100 с рабочим диапазоном напряжений 12—40 В.

Химический анализ расплава после длительной работы установки электролизного борирования не выявил наличия в нем хрома или никеля. При металлографическом исследовании электродов после длительной работы на их поверхности обнаружен борированный слой, который, по-видимому, тоже в какой-то мере защищал их от растворения. Из табл. 4 следует, что установки с электродным нагревом являются более экономичными. Удельный расход электроэнергии на 1 кг борируемых деталей при электродном нагреве пример-

Таблица 4

Характеристики установок электролизного борирования

Установка	Рабочая температура, °С	Масса борируемых деталей, кг	Расход электроэнергии кВт·ч		Удельный расход электроэнергии на 1 кг борируемых деталей кВт·ч
			на нагрев солей	на электролиз и защиту тигля	
С электродным нагревом	950	42	28,2	2,8	0,74
С наружным обогревом	950	42	38,2	2,8	0,98

но на 25% меньше, чем в установках с внешним обогревом. Установки обоих типов оснащают специальным подъемным механизмом для загрузки и выгрузки кассет с борируемыми деталями.

Созданию установок к электродным нагревом расплава предшествовало проведение специальных исследований, в результате которых было установлено, что наложение переменного тока для электродного нагрева на поле постоянного тока для электролиза рабочего расплава не влияет ни на протекание процесса борирования, ни на качество борированного слоя.

В процессе разработки установок с электродным нагревом проводили и работы по изысканию неметаллических материалов для тиглей. С этой целью были опробованы различные тугоплавкие порошковые материалы. Для промышленного испытания был изготовлен тигель из карбонитрида бора. Технология изготовления такого тигля оказалась довольно сложной. Производственная проверка показала, что тигель из карбонитрида бора имеет очень высокую стойкость в расплаве, состоящем из 100% буры, но оказывается непригодным, если в расплав вводят поваренную соль в количестве 10% и более. Вследствие очень высокой стоимости тигля из карбонитрида бора и невозможности использования его при борировании в расплавах, содержащих буру и поваренную соль, промышленного применения эти тигли не нашли. Вопрос повышения стойкости и срока службы металлических тиглей успешно решается применением установок с электродным нагревом.

Характеристики электрических агрегатов и материалов, применяемых при электролизном борировании. Для преобразования переменного тока в постоянный, необходимый для электролиза рабочего расплава, применяют мотор-генераторы или выпрямители напряжением 12 В. Наибольшее распространение получили выпрямители ВАГГ-12/600 и ВАГГ-12/300. Электролизное борирование ведется при напряжении 6—8 В. Для стабильности напряжения в течение всего процесса выпрямители подключают в цепь электролиза через регулятор напряжения РТТ-25/0,5В. Число используемых выпрямителей зависит от величины тока, определяемой исходя из плотности тока и размера поверхности одновременно борируемых деталей и приспособления-кассеты, на котором они смонтированы.

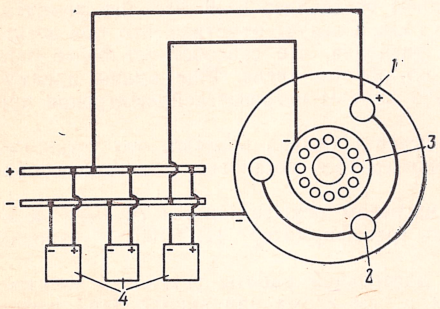


Рис. 16. Электрическая схема питания цепи основного электролиза и защиты тигля от трех выпрямителей:

1 — тигель; *2* — аноды; *3* — борируемые детали; *4* — выпрямители

На рис. 16 приведена электрическая схема питания основного электролика и катодной защиты тигля с тремя выпрямителями, два из которых используют для борирования деталей, а третий — для катодной защиты тигля. Борируемые детали служат катодами, а в качестве анодов применяют специальные графи-

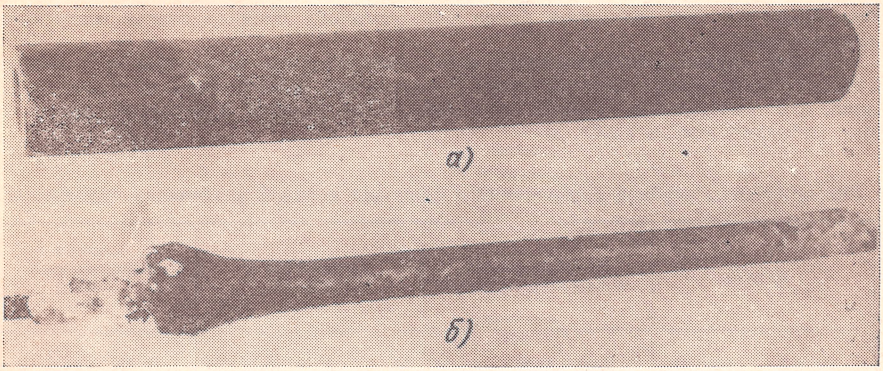


Рис. 17. Графитовые аноды:
а — новый; *б* — после длительной работы

товые электроды. Графитовые стержни-аноды должны обладать достаточно высокой прочностью и термостойкостью в расплаве буры при 950° С и не разрушаться в процессе электролиза. Опыт работы заводов показал, что этим условиям удовлетворяют графитовые электроды диаметром 50 или 75 мм и длиной 1000 мм марки ЭГ-0 (ГОСТ 4426—71).

В процессе электролизного борирования происходит окисление и выгорание графитовых анодов. Наибольшее окисление и обгорание анодов наблюдается на границе расплав — воздух, т. е. в части электрода, находящийся на уровне зеркала ванны. Чем глубже погружен графитовый стержень в расплав, тем больше срок службы анода. Еще большее влияние на стойкость анодов оказывает обработка их в расплавленной буре путем многократного погружения в буру при температуре 850—900° С.

Обработка в расплавленной буре в сочетании с глубоким, почти полным погружением анода в расплав увеличивает срок службы анодов, который при хорошем качестве самого графитового стержня достигает 200—250 ч непрерывной работы. При нормальном протекании процесса борирования части анодов, находящиеся в расплаве, постепенно утоняются вследствие окисления. На рис. 17 показаны графитовые аноды новый и после длительной работы.

Для приготовления рабочего расплава применяют техническую буру $Na_2B_4O_710H_2O$ и поваренную соль NaCl. Температуру расплава перед началом и в процессе борирования деталей измеряют погруженной в расплав хромель-алюмелевой термопарой, помещенной в защитный чехол из высоколегированной жаропрочной стали. Термопару соединяют с потенциометром. Электроизмерительные приборы и потенциометр монтируют на пульте управления электрическими агрегатами. Сила тока, необходимая для поддержания рабочей температуры расплава в установках с электродным нагревом, зависит от объема тигля и определяется опытным путем. Для указанных вышей тиглей она должна быть порядка 150 А.

Выбор технологических параметров электролизного борирования

Основными технологическими параметрами процесса электролизного борирования являются катодная плотность тока, температура расплава и продолжительность электролиза. От правильного выбора этих параметров зависят качество борированного слоя и служебные свойства борированных деталей, в частности глубина слоя, хрупкость, износостойкость и склонность к растрескиванию при последующей закалке. По мере увеличения глубины борированного слоя повышается хрупкость и склонность к растрескиванию. Поэтому получение

борированного слоя глубиной более определенного предела оказывается нерациональным.

Выбор глубины борированного слоя. Лабораторные исследования и эксплуатация борированных деталей разного назначения, работающих на износ, показали, что оптимальная глубина слоя зависит от условий и нагрузок, при которых работают детали (табл. 5).

Таблица 5

Рекомендуемая глубина борированного слоя для деталей различного назначения

Детали	Условия работы и характер нагрузок	Требования к детали	Глубина борированного слоя, мм
Пальцы, втулки, валики, оси, цилиндры из стали 25, 45, 45Х, 50Г, 40ХС, 65Г, 30ХГСА и т. п.	Абразивный износ при умеренной статической нагрузке	Высокая износостойкость	0,15—0,30
	Абразивный износ при одновременном воздействии статической и циклической нагрузок	Высокая износостойкость, запас пластичности и усталостная прочность	0,12—0,18* 0,12—0,25**
	Абразивный износ при возможных ударных нагрузках	Высокая износостойкость, пластичность и сопротивление ударам	0,10—0,15*
Инструмент, детали приспособлений и пресс-форм из стали У8, У9, ХВГ, 5ХГТ, 5ХНВ и п. п.	Износ без смазки при комнатной и повышенных температурах	Износостойкость и отсутствие разрушения от ударной нагрузки. Контактная прочность	0,06—0,10

* Для деталей, подвергаемых после борирования упрочняющей термообработке (поверхностной закалке ТВЧ или объемной закалке).

** Для деталей работающих при относительно небольших нагрузках и не подвергающихся после борирования закалке.

Плотность тока. Исследования показали, что образование атомарного бора и борированного слоя начинается при плотности тока 0,02 А/см². По мере увеличения катодной плотности тока количество бора, осаждающегося на поверхности детали, увеличивается. Так как образование борированного слоя зависит не только от количества выделившегося бора, но и от скорости термической диффузии и образования боридов, то прямой зависимости между катодной плотностью тока и глубиной борированного слоя нет. На рис. 18, *а* приведена зависимость между глубиной борированного слоя и катодной плотностью тока, полученная в результате борирования большого числа образцов из стали 40ХС в течение 2,5 ч при температуре расплава 950° С и разной плотности тока. Повышение катодной плотности тока с 0,02 до 0,05 А/см² увеличивает глубину борированного слоя на 17% (с 0,12 до 0,14 мм), дальнейшее повышение катодной плотности тока с 0,05 до 0,2 А/см² практически не увеличивает глубины борированного слоя. Отсюда следует, что образование активного атомарного бора в количестве, необходимом для нормального протекания процесса, обеспечивается при катодной плотности тока 0,04—0,05 А/см². Дальнейшее повышение плотности тока с 0,05 до 0,5 А/см² вызывает только увеличение количества бора, образующегося на поверхности детали, но не ускоряет процесса образования борированного слоя.

Наибольшей диффузионной и реакционной способностью обладает активный

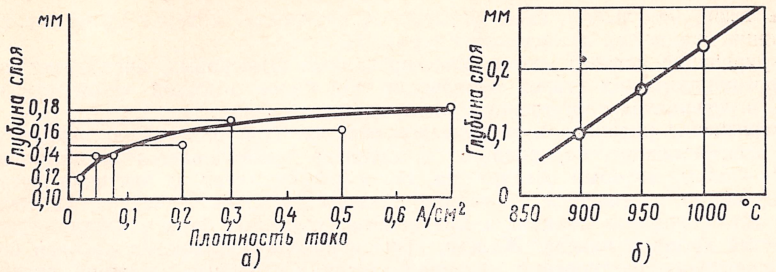


Рис. 18. Зависимость глубины борированного слоя от плотности тока (*а*) и температуры (*б*)

атомарный бор в момент его образования на катоде. Бор, который не успевает продиффундировать в сталь и образовать бориды, теряет свою активность и остается на поверхности детали в виде аморфного бора. С увеличением катодной плотности тока количество аморфного бора, не успевающего продиффундировать в сталь и, следовательно, не участвующего в процессе формирования борированного слоя, увеличивается.

Опыт работы заводов показал, что борирование при плотности тока более 0,08 А/см² сопровождается образованием на поверхности детали значительного количества трудно отмываемого шлама, состоящего в основном из аморфного бора, который ухудшает внешний вид деталей и мешает нормальному проведению последующей термообработки (закалки). Кроме того, образование плотного слоя аморфного бора затрудняет доступ активного бора (в момент его образования) к стальной поверхности и может даже замедлять процесс борирования. Оптимальным диапазоном катодной плотности тока является 0,05—0,08 А/см². При необходимости борирования деталей с большой поверхностью плотность тока может быть уменьшена до 0,03 А/см². Борирование при плотности тока более 0,08 А/см² вести не рекомендуется еще и потому, что в этом случае процесс не ускоряется, а расход электроэнергии неоправданно возрастает.

Температура. Температура расплава при электролизном борировании оказывает наибольшее влияние на скорость образования борированного слоя. Зависимость глубины борированного слоя на стали 40ХС от температуры борирования при продолжительности процесса 3 ч приведена на рис. 18, *б*. Эта зависимость характерна для среднеуглеродистых конструкционных сталей 45, 45Х, 40ХС, 38ХА, 50Г и др. При повышении температуры расплава с 900 до 1000° С скорость борирования увеличивается почти в 3 раза (глубина слоя при 900° С — 0,10 мм, а при 1000° С — 0,28 мм). Для высоколегированных сталей тангенс угла наклона изменяется. Однако характер зависимости остается таким же.

Форсирование процесса борирования за счет чрезмерного повышения температуры не всегда является возможным и оправданным. При температуре выше 960° С борированный слой получается более хрупким, ухудшается его структура и снижаются прочностные свойства сердцевины. Увеличение хрупкости, как показали исследования фазового состава, обусловлено тем, что при температурах выше 960° С увеличивается количество борида FeB, обладающего большей твердостью и хрупкостью, чем борид Fe_2B. Ухудшение структуры и свойств сердцевины связано с ростом зерна, неизбежно происходящим при высоких температурах, особенно в подслойной зоне, обогащенной углеродом, оттесненным от поверхности. Кроме того, при использовании печей с наружными нагревателями повышение температуры расплава вызывает преждевременный выход из строя спиралей и тиглей.

Многолетний опыт работы заводов показал, что оптимальным диапазоном температуры расплава при борировании деталей из конструкционной среднелегированной стали является 930—950° С. Борирование при этой температуре в течение 2,5—3,5 ч обеспечивает получение слоя глубиной 0,12—0,25 мм. Стремиться получить борированный слой глубиной более 0,25 мм, как уже указы-

валось выше, не следует из-за увеличения хрупкости, которая приводит к образованию сколов при последующей термообработке.

Борирование деталей из высоколегированных штамповых, инструментальных и коррозионностойких сталей производят при более высокой температуре до 1000° С в установках с внутренним электродным нагревом.

Загрязнение расплава и методы его очистки. При длительной работе установок электролизного борирования в расплаве накапливается нерастворимый осадок — шлам, который оседает на дно и стенки тигля и частично остается в расплаве во взвешенном состоянии. Анализ расплава и осадка, снятого со стенок тигля, показал наличие в них железа, углерода, бора и незначительного количества хрома и никеля. Железо, хром и никель попадают в расплав вследствие некоторого растворения материала тигля и стальных стержней, соединенных с графитовыми анодами. Углерод в виде мелких включений попадает в расплав и в осадок при обгорании анодов. Бор попадает в расплав из порошкообразных отложений аморфного бора, образующихся на поверхности деталей-катодов в процессе электролиза. С целью выяснения влияния этих загрязнений на протекание борирования и качество слоя в расплав специально вводили в разных количествах железо или графит.

Влияние железа. Железо вводили в расплав несколькими способами: химическим растворением пластины из низкоуглеродистой стали; электролитическим растворением стального анода; введением в расплав порошка окиси железа. Затем производили борирование образцов и последующее металлографическое исследование слоя. Длительность борирования при 940° С во всех опытах составляла 2,5 ч. Перед загрузкой образцов и после окончания процесса отбирали пробу расплава и определяли содержание железа. Результаты этих опытов приведены в табл. 6.

Таблица 6

Влияние содержания железа в расплаве на качество борированного слоя

Содержание железа в расплаве, %		Глубина слоя, мм	Микротвердость H_{100}
перед загрузкой образцов	после борирования образцов		
1,45	0,65	Отсутствует; осадок губчатого железа	—
0,50	0,18	0,10—0,12	1290
0,39	0,11	0,14—0,16	1650
0,26	0,11	0,17—0,18	1790
0,10	0,06	0,20—0,21	1820

Исследования показали, что находящееся в расплавленной буре железо при электролизе осаждается на поверхности борируемых деталей и на стенках тигля, являющихся катодами. В результате этого происходит самоочищение расплава от железа и процесс образования борированного слоя затормаживается.

При содержании железа в расплаве более 1% весь ток расходуется на осаждение губчатого железа и борированный слой вообще не образуется. При содержании железа более 0,5% скорость формирования борированного слоя уменьшается и на поверхности борируемых образцов или деталей образуется труднорастворимый довольно толстый слой буры с включениями губчатого железа. По мере уменьшения содержания железа в расплаве улучшается внешний вид и состояние поверхности образцов. При содержании железа в расплаве менее 0,4% процесс борирования протекает нормально и образующийся слой отвечает техническим требованиям по глубине, твердости, микроструктуре

и не имеет повышенной хрупкости. Таким образом, содержание железа в рабочем расплаве не должно превышать 0,4%.

Влияние графитовых включений. В процессе борирования наряду с окислением графитовых анодов выделяющимся на них кислородом происходит их механическое разрушение и кусочки графита попадают в расплав. Растворимость графита в расплавленной буре не превышает 0,02—0,5%. Поэтому попавший в расплав графит частично оседает на дно тигля, а частично остается в расплаве во взвешенном состоянии и загрязняет ванну твердыми механическими включениями, вызывая вспенивание расплава и образование на зеркале ванны твердой черной корки. Опыт показывает, что вспенивание мешает нормальной работе установки, а плотная черная корка — загрузке и выгрузке деталей.

При относительно небольшом количестве графита температуру расплава повышают до 980° С и в течение 2—3 ч графит выгорает. Борирование деталей в течение этого времени не производят. Однако несмотря на способность расплава «самоочищаться», обычно для обеспечения нормальной и длительной работы установок предусматривают периодическую очистку дна и стенок тигля специальными скребками. При чрезмерном загрязнении расплава графитом расплав освежают или заменяют новым.

Жидкотекучесть расплава. При борировании в 100%-ной расплавленной буре на поверхности деталей длиной более 500 мм или деталей, смонтированных на многоярусных подвесках, периодически образуются пятна, где глубина борированного слоя меньше, чем на остальной поверхности.

Исследования показали, что появление пятен с меньшей глубиной борированного слоя на отдельных участках одной и той же детали связано с недостаточной жидкотекучестью расплавленной буры при 930—950° С. Изменение в широких пределах катодной и анодной плотности тока, а также изменение схемы взаимного расположения деталей и анодов не устраняют появления пятен. Только повышение жидкотекучести расплава обеспечивает получение равномерного по глубине борированного слоя на всей поверхности детали и отсутствие подобных пятен. Можно полагать, что это явление как-то связано с перемещением катионов, происходящим при электролизе буры.

В процессе электролиза в прикатодном слое электролита может изменяться концентрация катионов. Если скорость доставки катионов меньше скорости их разряда на катоде, то кинетика электродной реакции в целом будет определяться концентрационной поляризацией. Смещение потенциала электрода под влиянием изменения концентрации ионов в прикатодном пространстве, обусловленное замедленной доставкой их к поверхности катода или соответственно замедленностью отвода ионов в глубь электролита, называют концентрационной поляризацией. Из-за недостаточной жидкотекучести буры, являющейся электролитом, скорость передвижения ионов, по-видимому, оказывается пониженной, происходит местное обеднение прикатодного пространства ионами $B_4O_7^{2-}$ или B^{3+} и, как следствие, концентрационная поляризация, которая и приводит к получению участков с малой глубиной борированного слоя.

Перемешивание расплава в процессе электролиза происходит путем естественной конвекции, вызванной неравномерным распределением температуры в расплаве и газами (кислородом, углекислым газом), выделяющимися на графитовых анодах. Естественной конвекции расплавленной буры недостаточно для устранения концентрационной поляризации.

Принудительное перемешивание расплавленной буры мешалкой неприемлемо из-за сильного вспенивания расплава. Объясняется это тем, что при перемешивании аморфный бор, осадившийся на поверхности деталей, на стенках и дне тигля, попадает в расплав и, соединяясь с кислородом, выделяющимся на анодах, сгорает с выделением значительного количества газов, которые вспенивают расплав и выбрасывают его из тигля. Таким образом, единственным путем выравнивания концентрации ионов во всем прикатодном пространстве и устранения концентрационной поляризации может быть только увеличение жидкотекучести расплава. Попытки повысить жидкотекучесть расплавленной буры повышением ее температуры до 960—980° С не дали положительных результатов.

Наиболее эффективным способом устранения концентрационной поляриза-

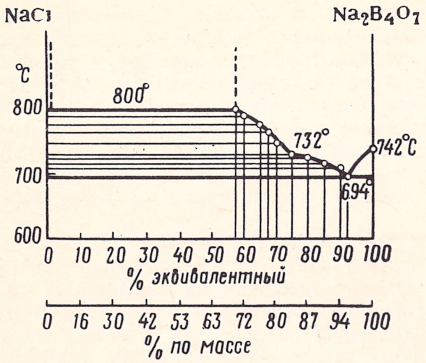


Рис. 19. Диаграмма состояния системы бура — хлористый натрий

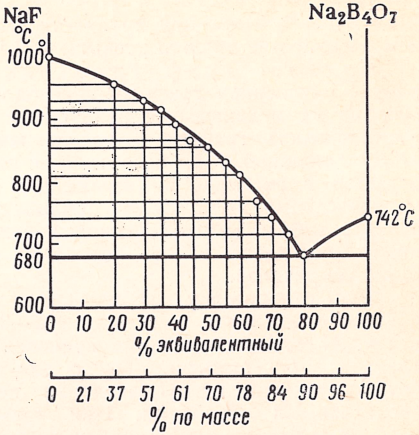


Рис. 20. Диаграмма состояния системы бура — фтористый натрий

ции и, как следствие участков с малой глубиной борированного слоя, является введение в расплавленную буру некоторого количества солей, снижающих температуру плавления и существенно увеличивающих жидкотекучесть, подвижность и перемешивание расплава в процессе электролиза. В качестве разжижителей были опробованы поваренная соль, фтористый натрий, криолит $AlF_3 \cdot 3NaF$ и борный ангидрид. Криолит и борный ангидрид уменьшили жидкотекучесть расплавленной буры и потому были отвергнуты. Лучшие результаты по жидкотекучести и равномерности борированного слоя обеспечивают составы, содержание 80—90% буры $Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$ и 20—10% поваренной соли или 90% буры и 10% фтористого натрия. При применении расплава с поваренной солью необходимо следить за тем, чтобы количество последней в расплаве не превышало 25%. Из диаграммы состояния бура — поваренная соль (рис. 19) следует, что расплав, содержащий примерно 6% поваренной соли, имеет самую низкую температуру плавления — 694° С. Увеличение содержания поваренной соли до 28% повышает температуру плавления до 800° С, причем до этого состава расплав обладает взаимной растворимостью. При содержании 30% поваренной соли и более происходит расслоение жидких фаз, которое сохраняется до температуры 1100° С и выше. Расслоение на два слоя — буру и поваренную соль — неизбежно приведет к тому, что детали или части поверхности детали, находящиеся в зоне поваренной соли, вообще не будут борироваться. Чтобы устранить этот брак, необходимо ограничивать содержание поваренной соли в рабочем расплаве 20%. Следует иметь в виду, что при содержании более 15% поваренной соли увеличивается испарение расплава, которое сопровождается значительной потерей теплоты.

Введение в буру до 10% фтористого натрия так же увеличивает жидкотекучесть и снижает температуру плавления расплава до 680° С. Фтористый натрий, в отличие от поваренной соли, неограниченно растворяется в буре, однако увеличение его содержания свыше 20% сопровождается повышением температуры плавления и, как следствие, понижением жидкотекучести расплава. В случае применения фтористого натрия важно соблюдать определенный порядок загрузки солей при приготовлении расплава. Совместное расплавление буры, содержащей кристаллизационную воду, и фтористого натрия может сопровождаться выделением фтористого водорода, который обладает большой токсичностью. Вследствие этого, а также высокой стоимости фтористого натрия, промышленное применение нашли только расплавы буры с поваренной солью в указанном выше количестве. Опыт заводов показал, что расплав этого состава обеспечивает получение равномерного по глубине борированного слоя на различных деталях. Процесс электролиза в расплаве этого состава протекает нормально, расплав не зашлаковывается, не пенится и не требует замены при длительной работе. Состав расплава обновляют, добавляя

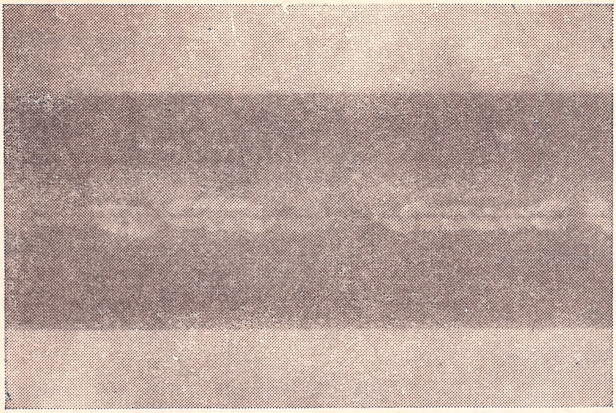


Рис. 21. Скол борированного слоя по волосовине

порции свежей буры и поваренной соли по мере понижения уровня расплава в тигле.

Состояние исходной поверхности деталей. Борированию можно подвергать детали с механически обработанной поверхностью и с поверхностью, полученной прокаткой, ковкой или штамповкой. Скорость образования борированного слоя не зависит от состояния поверхности. Никакой специальной очистки деталей (обезжиривания, травления) перед борированием не требуется. Тем не менее необходимо иметь в виду, что от качества поверхностного слоя металла зависят качество и свойства борированного слоя. Так, при борировании деталей, имеющих поверхностные дефекты типа волосовин и т. п., происходит разрыв борированного слоя по этим дефектам.

На рис. 21 показан характерный скол борированного слоя по волосовине, имевшейся на поверхности детали, изготовленной из прокатанного прутка без механической обработки.

При борировании деталей из среднеуглеродистой стали, работающих на износ при значительных нагрузках, в том числе ударных, для получения требуемой износостойкости нельзя допускать поверхностного обезуглероживания до чистого феррита. При обезуглероживании глубиной 0,3—0,5 мм и наличии свободного феррита на глубине, превышающей глубину борированного слоя, между твердым борированным слоем и сердцевиной образуется мягкая ферритная или ферритно-перлитная прослойка, которая из-за недостаточной прочности может явиться причиной продавливания и разрушения борированного слоя при воздействии ударных или высоких статических нагрузок. В связи с этим при разработке технических требований на борируемые детали, работающие в тяжелых условиях, необходимо предусматривать либо механическую обработку до борирования, либо изготовление их из калиброванного проката, имеющего поверхностное неполное обезуглероживание на глубине не более 0,1—0,15 мм.

Приготовление расплава и подготовка установок для электролизного борирования

Установки с наружным обогревом. В сухой, очищенный тигель загружают техническую буру до его заполнения примерно на $^2/_3$ объема и включают элементы нагрева. Бура нагревается до 600—650° С и выдерживается при этой температуре до полного удаления кристаллизационной воды.

При обезвоживании буру периодически перемешивают. Температуру в процессе нагрева и расплавления буры измеряют термопарой, установленной в зоне нагрева и соединенной с самопишущим потенциометром. Заданная тем-

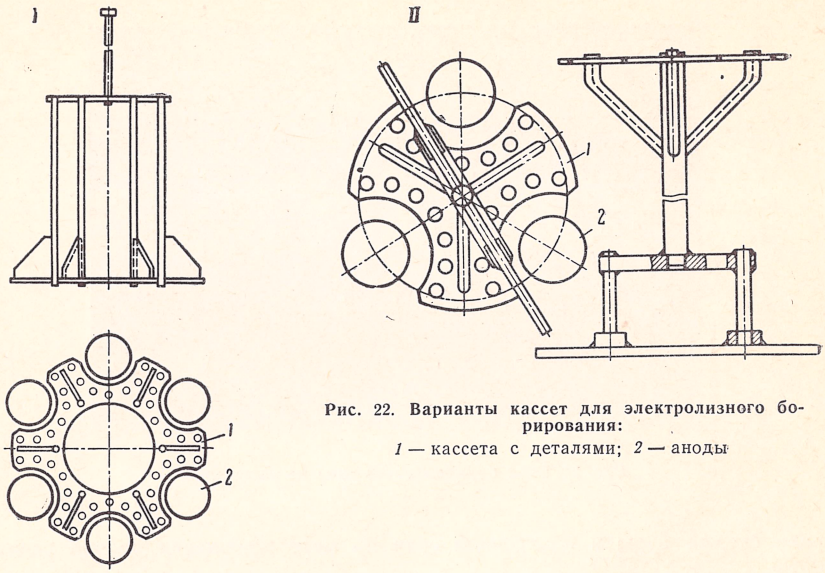


Рис. 22. Варианты кассет для электролизного борирования:
1 — кассета с деталями; *2* — аноды

пература поддерживается автоматически. По окончании процесса обезвоживания буры ограничитель потенциометра устанавливают на температуру 850—900° С. При постепенном повышении температуры происходит расплавление буры. По мере снижения уровня расплавленной буры, на зеркало ванны, покрытое обезвоженной, но еще не расплавленной бурой, небольшими порциями постепенно загружают остальное количество свежей буры. Загружаемая бура должна быть хорошо измельченной, без комков, наличие которых может вызвать выброс расплава из тигля. По мере повышения уровня расплавляемой буры, количество единовременно загружаемой в тигель буры уменьшают до 3—5 кг, рассыпая ее по зеркалу тигля ровным, относительно тонким слоем. При заполнении расплавленной бурой до $^1/_2$ объема тигля в него устанавливают графитовые электроды — аноды. Схема расположения анодов зависит от конструктивных особенностей токоподводящих приспособлений-кассет, на которых монтируют борируемые детали. Некоторые варианты кассет, используемых заводами, и схемы расположения анодов приведены на рис. 22.

После того, как расплавленная бура будет находиться на расстоянии 450—500 мм от верха тигля, в него начинают добавлять поваренную соль. Чтобы исключить разбрызгивание и выброс расплава из тигля, поваренную соль предварительно измельчают и сушат при температуре около 150° С. Масса единовременно загружаемой в тигель соли не должна превышать 10 кг. При работе на установках электролизного борирования с тиглем диаметром около 500 мм и высотой около 1000 мм используют 50—80 кг поваренной соли.

В течение процесса расплавления буры и поваренной соли, или только буры, если электролизное борирование ведут в 100%-ной буре, температуру расплава поддерживают в пределах 850—900° С. После установки анодов включают ток катодной защиты тигля. Следует обращать внимание на то, чтобы зазоры между стенками тигля и графитовыми анодами были одинаковыми. Ток катодной защиты устанавливают исходя из плотности тока примерно 0,01 А/см². Ток для защиты тигля приведенных выше размеров составляет 220 А. После полного расплавления буры или буры и поваренной соли до рабочего уровня тигля поверхность расплава очищают от шлака, температуру повышают до 930—950° С и начинают проработку ванны.

При запуске установки с новым тиглем сначала производят борирование тигля, для чего ток защиты тигля увеличивают до 1200—1300 А. Процесс борирования тигля продолжается в течение 24—30 ч. При применении тигля, ранее

уже подвергавшегося борированию процесс повторного борирования ведут при токе 700—800 А в течение 10—15 ч, затем отбирают технологическую пробу буры. Когда пленка застывшей буры станет прозрачной, процесс борирования тигля можно считать законченным. Ток защиты тигля снижают до 220 А (плотность тока 0,01 А/см²).

Если пленка застывшей буры не прозрачна, в ней видны темные включения, или если она окрашена в зеленый или бурый цвет, то процесс борирования тигля продолжают еще несколько часов до получения прозрачной пленки дымчатого цвета. Перед началом работы уровень расплава должен быть на растоянии 150—200 мм от верха тигля. При применении сварно-литого тигля уровень расплава должен быть ниже сварного шва не менее, чем на 50 мм. По окончании процесса борирования тигля расплав готов и можно приступать к борированию деталей.

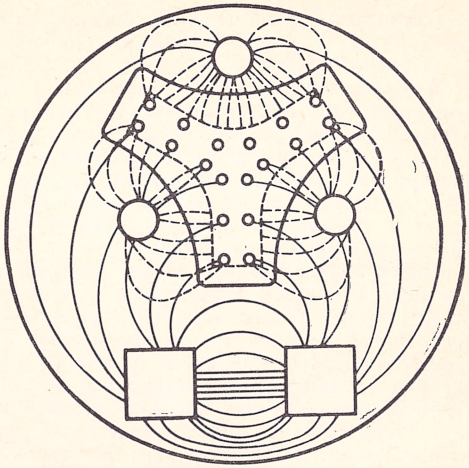


Рис. 23. Схема расположения деталей и анодов и распределение линий постоянного тока электролиза и переменного тока электродного нагрева

Установки с электродным нагревом. Порядок расплавления буры в установках с электродным нагревом несколько отличается от описанного выше. В тигель устанавливают электроды переменного тока и специальные нагревательные элементы из нихрома, затем до половины высоты тигля загружают буру, после чего включают трансформатор, питающий электроды и дополнительные нагреватели переменного тока. По мере расплавления буры на зеркало ванны засыпают новые порции буры или смеси буры с поваренной солью по 8—10 кг каждая. В установках этого типа расплавленная бура является не только электролитом, но и нагревательной средой. После того как уровень расплава достигнет половины высоты тигля, дополнительные нагревательные элементы удаляют и расплавление солей производят только основными электродами переменного тока. Тогда же в тигель устанавливают графитовые аноды и включают ток защиты тигля.

Примеры расположения электродов переменного тока, графитовых анодов и кассет с деталями в установках этого типа приведены на рис. 23. Дальнейший порядок проработки расплава и борирования тигля не отличается от описанного для установок с наружным обогревом тигля.

Приспособления, подготовка и борирование деталей

Детали монтируют на специальных приспособлениях-кассетах, которые можно изготовлять из простой углеродистой стали или из легированной жаростойкой стали, например 1Х18Н9Т. Приспособления из углеродистой стали, работая при высокой температуре и непрерывно подвергаясь чередующимся процессам нагрева и охлаждения, сравнительно быстро выходят из строя главным образом из-за коробления и образования окалины. Приспособления из легированной жаростойкой стали значительно меньше коробятся и окисляются при температуре борирования. Поэтому в условиях серийного производства целесообразно изготовлять приспособления из коррозионностойких или жаропрочных сталей.

Приспособления из коррозионностойких или жаропрочных сталей предварительно необходимо подвергать борированию в течение 15—20 ч при плотности тока 0,15—0,20 А/см². Борирование деталей в приспособлениях, которые не подвергали борированию, сопровождается получением брака в виде неравно-

мерного по глубине слоя и наличия на деталях участков без борированного слоя. Единого мнения по объяснению причин этого явления пока нет.

Приспособление с деталями устанавливают на токоподводящий кронштейн подъемника, соединенный с отрицательным полюсом выпрямителя, высушивают над зеркалом тигля в течение 10—15 мин, после чего постепенно погружают в тигель. Если корка на поверхности расплава не мешает загрузке приспособления с деталями, а на установках с электродным нагревом не замыкает электродов, то ее удалять не следует, так как она уменьшает тепловые потери. Если же корка застывшего расплава мешает загрузке деталей, то ее удаляют, а затем производят загрузку деталей. Детали в кассете погружают на 20—50 мм ниже уровня расплава.

Борирование деталей. После загрузки приспособления с деталями включают ток цепи основного электролиза и устанавливают силу тока, равную произведению рекомендуемой плотности тока 0,05—0,07 А/см² на площадь суммарной поверхности деталей и приспособления. Питание цепи основного электролиза осуществляется от одного, а иногда от двух выпрямителей ВАГГ 600/12. Регулирование силы тока производится регулятором напряжения РТТ 25/0,5. Температура расплава при загрузке деталей и в течение всего процесса борирования автоматически поддерживается в пределах 940±10° С и регистрируется самопишущим потенциометром. Контроль осуществляется двумя термопарами, одна из которых установлена непосредственно в расплаве, а другая — в зоне нагревателей. В установках с электродным нагревом контроль и регулировка температуры выполняются автоматически от одной термопары, соединенной с самопишущим потенциометром и установленной в расплаве на значительном расстоянии от электродов.

При нормальном протекании процесса борирования обычно происходит довольно интенсивное бурление расплава в зазорах между графитовыми анодами и деталями. На поверхности расплава появляются желтые вспышки, образующиеся в результате окисления и сгорания у катода металлического натрия. Во избежание порчи деталей и нарушения нормального протекания борирования необходимо следить за тем, чтобы в процессе работы графитовые аноды не касались деталей, дна и стенок тигля. При работе на установках с электродным нагревом, кроме этого, необходимо следить, чтобы электроды находились на расстоянии не менее 50 мм от борируемых деталей, дна и стенок тигля.

Продолжительность электролиза зависит от требуемой глубины борированного слоя. При борировании в расплаве буры без поваренной соли слой глубиной 0,12—0,25 мм образуется за 2,5—3 ч, а в расплаве, состоящем из буры и поваренной соли, за 3—4 ч. По окончании установленного времени ток основного электролиза выключается, приспособление с деталями подъемником извлекается из тигля и охлаждается на воздухе до температуры порядка 100°С.

Наличие на поверхности слоя борида железа, количество которого тем больше, чем выше температура борирования и больше глубина слоя, вызывает высокую хрупкость и повышенную склонность к образованию трещин как при последующей упрочняющей термообработке, так и при работе деталей. Исследования показали, что хрупкость борированного слоя может быть уменьшена, если по окончании процесса электролиза выдержать детали в расплаве без тока еще 30—40 мин. При такой изотермической выдержке происходит диффузия бора вглубь, общая глубина борированного слоя несколько увеличивается, при этом уменьшается количество борида FeB и увеличивается количество Fe_2B и α-фазы. Изотермическую выдержку применяют для деталей, у которых недопустима чрезмерно высокая хрупкость.

Для нормального протекания процесса борирования расплав периодически очищают от шлама, осевшего на дно и стенки тигля. Загрузку деталей следует начинать не раньше, чем через 1,5—2 ч после чистки тигля.

Периодически производят химический анализ расплава с определением содержания в нем буры или буры и поваренной соли, а также содержания железа и нерастворимых механических примесей. При содержании механических примесей более 1% расплав необходимо заменять.

При длительной работе электролизных установок иногда наблюдается сильное вспенивание расплава и образование на его поверхности толстой черной корки. Борирование в таком расплаве производить нельзя. Необходимо

очистить стенки и дно тигля от осадков и поставить печь на проработку под током. Проработку ведут с теми же анодами, а в качестве катодов применяют стальные стержни плоские или цилиндрические. Плотность тока поддерживают в пределах 0,1—0,15 А/см². Если же вспенивание не прекратится, то следует вычерпать примерно $^1/_3$ расплава, добавить свежие соли, проработать под током до получения прозрачной пленки остывшей буры, после чего можно приступить к борированию деталей. Во время чистки тигля и при введении первых порций буры ток катодной защиты тигля должен быть выключен. Во избежание разъедания тигля, продолжительность отключения тока защиты тигля не должна превышать 20 мин.

Удаление с поверхности деталей застывшей буры и осадка аморфного бора

Выделяющийся при электролизном борировании бор полностью не успевает продиффундировать в поверхностные слои деталей—катодов и какое-то его количество в виде темного осадка аморфного бора, обладающего большой адгезией с металлом, остается на поверхности. Этот осадок—шлам вместе с выносимым из тигля расплавом буры при охлаждении образует плотную корку, которая покрывает детали и приспособление. Чем больше плотность тока, тем толще эта корка.

Наличие на поверхности деталей шлама, содержащего более 80% аморфного бора, неблагоприятно сказывается на проведении последующей термообработки. Особенно существенно это при изотермической закалке, производимой как непосредственно после извлечения из тигля, так и после второго нагрева борированных деталей, недостаточно отмытых от шлама, когда их погружение в расплавленную щелочь сопровождается взрывами, вспышками и выбрасыванием щелочи из ванны. После закалки нескольких партий деталей ванна загустевает, на поверхности ее образуется твердая корка и дальнейшая работа становится невозможной. Специальными исследованиями было установлено, что причины этих явлений связаны с окислением аморфного бора, который, обладая высокой химической активностью, при погружении в нагретую до 330—350°С щелочь разлагает ее и сгорает с образованием вспышек и взрывов.

Обычно приспособления вместе с деталями промывают в горячей воде при температуре не ниже 80—90°С. Продолжительность выдержки деталей в горячей воде иногда достигает 3 ч, причем для окончательного удаления шлама зачастую приходится дополнительно применять механическую очистку металлическими щетками. Оборудование промывных ванн ультразвуковыми установками сокращает продолжительность промывки до 1—2 ч.

Эффективным способом, облегчающим удаление шлама с поверхности деталей, является анодная обработка, производимая непосредственно после окончания электролизного борирования. При анодной обработке меняется полярность: детали становятся анодами, а графитовые стержни—катодами. В результате электролиза после перемены полярности кислород выделяется не на графитовых стержнях, а на поверхности деталей, покрытой шламом, вызывая окисление и сгорание аморфного бора. Продолжительность электролиза при обратной полярности зависит от толщины осадка и анодной плотности тока. При применении этой обработки необходимо иметь в виду, что чрезмерное увеличение продолжительности и плотности тока может привести к растворению борированного слоя и уменьшению его толщины. При борировании деталей на глубину 0,15—0,25 мм (3—3,5 ч) анодную обработку целесообразно проводить при плотности тока 0,1—0,15 А/см² в течение 10—20 мин. Борированные детали, подвергнутые анодной обработке по указанному режиму, легко отмываются от шлама в горячей воде в течение 15—30 мин, после чего приобретают светлую поверхность.

Анодная обработка по рекомендуемому режиму не влияет на структуру и глубину борированного слоя (рис. 24, *а*), в то время как после анодной обработки в течение 1 ч при более высокой плотности тока поверхностная зона борированного слоя растворяется и сохраняется лишь зона, состоящая из борида Fe_2B и α-фазы (рис. 24, *б*).

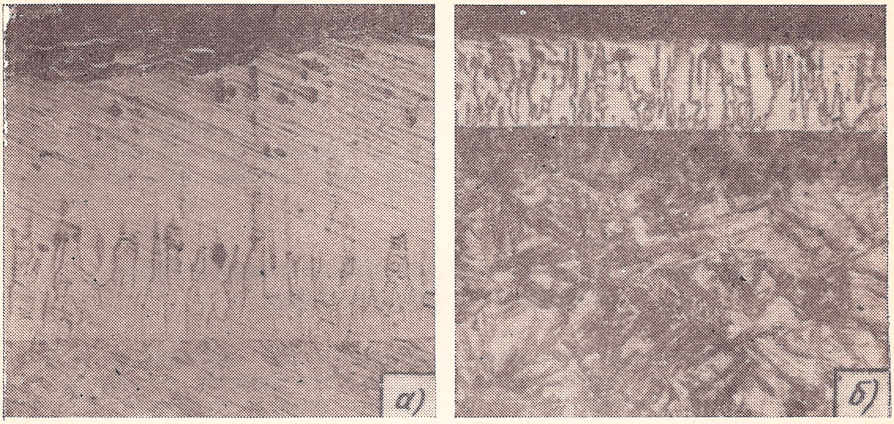


Рис. 24. Борированный слой после анодной обработки при плотности тока(×300): *а* — 0,1 А/см² в течение 20 мин; *б* — 0,2 А/см² в течение 60 мин

При промышленном внедрении этого способа выявили, что анодная обработка эффективна и не сказывается на качестве борированного слоя только в том случае, если она осуществляется в расплаве, состоящем только из буры без поваренной соли. Анодная обработка в расплаве буры с поваренной солью вызывает разрушение и отслаивание борированного слоя, что, по-видимому, обусловлено агрессивностью инонов хлора, разряжающихся на борированной поверхности детали—аноде. Поскольку при анодной обработке расплав загрязняется шламом и продуктами его окисления, то более рационально эту операцию выполнять в специально выделенной для этой цели установке с расплавленной бурой при 930—940°С.

Контроль качества борированного слоя

Критериями оценки качества борированного слоя являются его глубина, твердость и микроструктура, которые проверяют металлографическим исследованием шлифов, изготовленных непосредственно из борированной детали или специальных образцов—свидетелей, подвергавшихся электролизному борированию вместе с контролируемыми деталями. В период отработки и наладки процесса борирования металлографическому контролю подвергают одну деталь или один образец-свидетель от каждой партии—садки одновременно борируемых деталей. При налаженном процессе в серийном производстве металлографическому исследованию подвергают один или два образца-свидетеля (детали) от суточной производительности каждой установки борирования.

Шлиф для металлографического контроля готовят по поперечному сечению образца-свидетеля или детали и протравливают в 4%-ном растворе азотной кислоты. Если деталь имеет сложную конфигурацию или большие размеры, то из разных участков изготовляют несколько шлифов. Выкрошившиеся при изготовлении шлифа участки слоя не учитывают и глубину борированного слоя определяют под микроскопом при увеличении в 100 раз только на участках, где борированный слой не скололся. Глубину борированного слоя определяют как среднее значение из трех-четырех измерений на разных участках шлифа. За глубину слоя принимают суммарную протяженность белой зоны, состоящей из боридов железа и слабо травящейся α-фазы, которые по внешнему виду и травимости резко отличаются от подслойной зоны и сердцевины.

Твердость борированного слоя определяют на приборе микротвердости ПМТ-3 алмазной пирамидой при нагрузке 50 или 100 гс. Для этого используют

шлифы, на которых исследовали глубину борированного слоя. При качественном борировании микротвердость в зоне боридов должна быть не менее $H_{100}1500$, а α-фазы — не менее $H_{100}500$.

При борировании деталей простой конфигурации (цилиндрические стержни, втулки, валики и т. п.) в серийном производстве для определения глубины борированного слоя непосредственно на деталях применяют неразрушающий метод контроля с помощью прибора типа ЭМТ-2М, работающего по принципу использования вихревых токов. Этот прибор требует предварительного изготовления эталонных деталей с глубиной борированного слоя, соответствующей нижнему и верхнему пределам требований технических условий на данную деталь. Перед началом контроля деталей прибор настраивают по этим эталонам. Правильность настройки и работы прибора периодически проверяют на шлифах, изготовленных непосредственно из детали.

Борированные детали должны иметь чистую поверхность, цвет которой зависит от ее исходного состояния. Механически обработанная или калиброванная поверхность должна иметь после борирования светло- или темно-серый цвет. Поверхность горячекатаного металла, не подвергавшаяся до борирования никакой обработке, может иметь темный, почти черный цвет. На поверхности борированных деталей до термообработки не должно быть сколов. Допускаются лишь поверхностные, едва заметные трещины.

ТЕРМООБРАБОТКА БОРИРОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ И МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ

Как уже указывалось выше, процесс формирования борированного слоя сопровождается оттеснением углерода от поверхности в глубь детали и, поскольку одновременно диффундирует бор, то образуется твердый раствор бора в α-железе. В результате под борированным слоем создается зона, отличающаяся по свойствам и структуре от исходной стали (сердцевины). Эта зона, обогащенная углеродом и бором, обладает бóльшей закаливаемостью, чем сердцевина, и потому при охлаждении на воздухе с температуры борирования она подкаливается с образованием крупнозернистых и неоднородных структур закалки. Наличие переходной зоны с такой структурой придает борированным деталям повышенную хрупкость и нередко является причиной их поломки при эксплуатации.

Глубина переходной зоны, неоднородность ее структуры и степень влияния на прочность зависят от состава стали, из которой изготовлены детали. Наиболее крупнозернистые структуры закалки в переходной зоне и склонность к хрупким разрушениям имеют детали из среднеуглеродистой легированной стали, а наименьшую — из углеродистой стали с содержанием не более 0,4% С.

При борировании высоколегированной стали 1Х18Н9Т аустенитного класса под борированным слоем, как правило, очень небольшой глубины образуется переходная зона с разнозернистой структурой и повышенной травимостью по границам зерен (рис. 25).

Для предотвращения хрупких разрушений борированных деталей необходима термообработка, назначение которой измельчить зерно, уменьшить неоднородность структуры переходной зоны и изменить характер распределения остаточных напряжений по сечению деталей, возникших при охлаждении с температуры борирования. В зависимости от состава стали обеспечение этих требований успешно решается нормализацией, либо высоким отпуском, либо совокупностью этих операций. Термообработка для выравнивания структуры подслойной зоны обязательна для всех борированных деталей независимо от условий их работы и предъявляемых к ним требований.

Сочетание тонкого и твердого борированного слоя с относительно мягкой и пластичной сердцевиной в процессе трения в абразивной среде при повышенных удельных нагрузках приводит к продавливанию, выкрашиванию и разрушению хрупкого борированного слоя. Этим объяснялось и отсутствие повышения износостойкости при эксплуатационных испытаниях нагруженных борированных деталей с низкой твердостью сердцевины. Для того чтобы реализовать высокую износостойкость самого борированного, слоя необходимо создать под ним

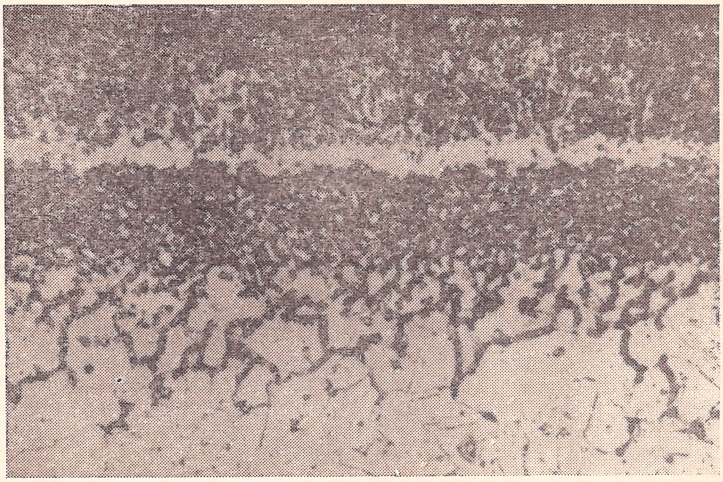


Рис. 25. Борированный слой и подслойная зона на стали 1Х18Н9Т(× 300)

твердое основание. В связи с этим детали, работающие при относительно высоких удельных нагрузках (более 100 кгс/см^2) динамического характера, необходимо после борирования и высокого отпуска подвергать упрочняющей термообработке с целью повышения твердости сердцевины или ее части свыше *HB* 400.

Высокая поверхностная твердость в сочетании с хорошими механическими свойствами сердцевины увеличивает долговечность деталей, работающих в условиях интенсивного износа. В качестве упрочняющей термообработки можно принять объемную закалку (по всему сечению) и поверхностную закалку на глубину не менее 1,5 мм.

Промышленный опыт термообработки борированных деталей показывает, что нагрев под закалку не следует производить в камерных электропечах, так как из-за малой скорости нагрева в них происходят интенсивное окисление и растрескивание борированного слоя, которое в момент закалки сопровождается образованием значительного числа сколов, доходящих иногда до основного металла. Поэтому нагрев деталей при объемной закалке рекомендуется производить в соляных ваннах. При поверхностной закалке нагрев следует осуществлять токами высокой частоты (ТВЧ).

Помимо способа и режима нагрева на образование сколов в процессе закалки существенно влияют глубина борированного слоя и скорость закалки, определяемая средой охлаждения. Наибольшее число сколов и трещин борированного слоя образуется при объемной закалке в масло.

Оптимальным вариантом объемной закалки борированных деталей является изотермическая, которая сопровождается наименьшей деформацией деталей и не вызывает разрушения и скалывания слоя. При поверхностной закалке ТВЧ склонность к разрушению борированного слоя с образованием сколов резко возрастает с увеличением глубины борированного слоя более 0,2 мм. Однако при большой глубине борированного слоя (0,23—0,30 мм), как правило, скалывается только поверхностная, наиболее хрупкая часть его, и в местах сколов сохраняется борированный слой глубиной 0,10 мм и более. Результаты исследования влияния таких сколов на износостойкость борированных деталей приведены в следующем разделе.

Образованию сколов при поверхностной закалке ТВЧ в значительной мере способствует отсутствие предварительного высокого отпуска или некачественное проведение его. Немалую роль играют режим и оборудование, применяемые при нагреве ТВЧ, в частности тип и частота генератора, которые следует выбирать

Таблица 7

Режимы термообработки борированных деталей

Условия работы детали	Требования, предъявляемые к детали	Марка стали	Глубина борированного слоя, мм	Режимы термообработки	
				предварительной	упрочняющей
В абразивной среде при давлении на трущуюся поверхность до 100 кгс/см²	Высокая износостойкость	20, 25, 35, 40, 45	0,1—0,3	Нормализация или отпуск при 650°С	Не требуется
В среде сухого или мокрого абразива при давлении более 100 кгс/см²	Высокая износостойкость и статическая прочность	45, 50, 50Г, 45Х, 50Х, 38ХС, 40ХС и т. п.	0,12—0,23	Отпуск при 650°С	Закалка ТВЧ на глубину 1,5—2,0 мм, отпуск при 250°С или изотермическая закалка на твердость сердцевины *НВ* 415—514
В абразивной среде при давлении 150—200 кгс/см² и одновременном воздействии статических, циклических и ударных нагрузок	Высокая износостойкость, статическая прочность, сопротивление циклическим и ударным нагрузкам	45Х, 50Г, 50ХФА, 45ХН, 40ХС и т. п.	0,12—0,20	Отпуск при 650°С	Закалка ТВЧ на глубину 1,5—2,5 мм. Отпуск при 250°С
		45ХНФА, 25ХНМА и т. п.	0,12—0,23		Закалка ТВЧ на глубину 1,5—2,5 мм, отпуск при 250 или 420°С. Объемная закалка на воздухе и отпуск при 420°С.

с учетом заданной глубины закалки ТВЧ, толщины сечения детали и состава стали. Неправильно выбранный режим может привести к браку по сколам и механическим свойствам. Вероятность образования сколов на борированной поверхности при закалке ТВЧ при одном и том же сечении детали тем больше, чем больше глубина закалки. Поэтому она не должна превышать 5 мм. При большой глубине закалки труднее подобрать режим, при котором не образовывались бы сколы борированного слоя.

В табл. 7 приведены некоторые рекомендации по выбору сталей и режимов предварительной и окончательной упрочняющей термообработки деталей, предназначенных для работы в разных условиях.

Таблица 8

Свойства борированных образцов из стали 40ХС после различной термообработки

Термообработка деталей		Глубина борированного слоя, мм	Предел прочности при изгибе, кгс/мм²	Остаточный угол загиба, φ°	Твердость *HB*	
предварительная	упрочняющая				поверхностного закаленного слоя	сердцевины
—	—	0,14—0,15	150—210	5—40	—	255—285
Нормализация, отпуск при 650°С	—	0,15—0,18	135—145	75—85	—	255—277
—	Изотермическая закалка	0,13—0,15	300—340	15—25	—	415—477
Отпуск при 650°С, 3 ч	Изотермическая закалка	0,13—0,16	300—350	20—30	—	415—477
—	Закалка ТВЧ на глубину 1,5—2,5 мм, отпуск при 200—250°С	0,14—0,17	190—220	0—20	444—514	248—302
Отпуск при 650°С 1 ч	Закалка ТВЧ на глубину 1,5—2,5 мм, отпуск при 200—250°С	0,14—0,17	180—240	0—30	444—514	248—302
Отпуск при 650°С, 3 ч		0,15—0,19	320—360	30—110		
Нормализация, отпуск при 650°С, 2 ч	Закалка ТВЧ на глубину 1,5—2,5 мм, отпуск при 200—250°С	0,15—0,19	316—355	19—45	444—514	248—302
Отпуск при 650°С, 1 ч	Закалка ТВЧ на глубину 1,5—2,5 мм, отпуск при 450°С	0,14—0,18	230—250	36—74	375—444	248—302
Отпуск при 650°С, 3 ч			240—265	44—118		
Нормализация, отпуск при 650°С, 2 ч			240—265	35—70		

Продолжительность высокого отпуска перед упрочняющей термообработкой зависит от степени легирования стали, конфигурации и числа одновременно загружаемых в печь деталей. Для среднелегированных сталей продолжительность отпуска после полного прогрева всей садки должна быть не менее 3 ч. Некачественно проведенный отпуск обусловливает большую склонность к сколам борированного слоя при поверхностной закалке, а также отрицательно сказывается на прочности и особенно пластичности борированных деталей.

В табл. 8 в качестве примера показано влияние предварительной термообработки стали 40ХС на прочность и пластичность при изгибе борированных образцов диаметром 15—20 мм. Характеристикой пластичности является остаточный угол загиба образца после его поломки. Замечено, что нормализация перед высоким отпуском среднелегированных сталей увеличивает склонность к скалыванию борированного слоя при последующей поверхностной закалке ТВЧ.

На рис. 26 показана поверхность борированной детали, закаленной ТВЧ после высокого отпуска и без него.

Поверхностную закалку борированных деталей относительно простой конфигурации, например цилиндрических деталей разных диаметров (пальцы, валики, стержни, втулки и т. п.), на глубину до 2,5 мм можно производить ламповым генератором или машинным генератором на частотах 5000 и 2500 Гц. При необходимости получения закаленного слоя большой глубины (3—5 мм), во избежание брака по сколам, рекомендуется поверхностную закалку ТВЧ проводить только машинным генератором ПВВ-102 на частоте 2500 Гц (рис. 27). Борированные детали из сложнолегированных сталей мартенситного класса при поверхностной закалке следует охлаждать обезвоженным сжатым воздухом, детали из среднелегированной и углеродистой стали — водой или эмульсией.

На рис. 28 показана микроструктура закаленной ТВЧ зоны (*а*), расположенной под борированным слоем, и сердцевины (*б*) детали из стали 40ХС.

Типичные механические свойства сердцевины борированных деталей из стали 40ХС с поверхностной закалкой и изотермической закалкой приведены в табл. 9. Эти свойства сердцевины в сочетании с поверхностно-закаленным слоем

Таблица 9

Механические свойства сердцевины борированных деталей из стали 40ХС

Режим упрочняющей термообработки[2]	Предел прочности при растяжении	Предел текучести	Относительное удлинение	Относительное сжатие
	кгс/мм²		%	
Закалка ТВЧ, отпуск при 250°С, 3 ч	95—100	55—60	18—22	55—60
Изотермическая закалка с 920°С в щелочь при 330—340°С	155—165	130—140	10—12	50

[1] Электролизное борирование при плотности тока 0,05 А/см² при 940°С, 3 ч; охлаждение на воздухе.

[2] Предварительная термообработка—отпуск при 650°С, 3 ч.

обеспечивают достаточно высокую эксплуатационную прочность и длительный срок службы деталей в абразивной среде.

Методы контроля качества термообработки борированных деталей. Методы и объем контроля готовых борированных деталей зависят от условий работы деталей и, как правило, регламентируются специальными техническими условиями.

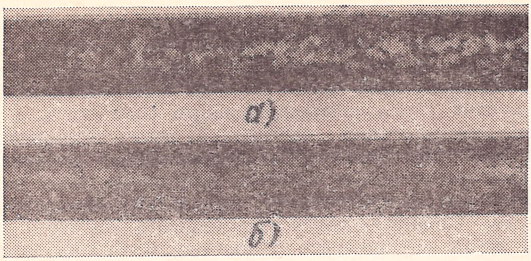


Рис. 26. Борированная поверхность после закалки ТВЧ: *а* — без предварительного отпуска; *б* — с отпуском при 650° С

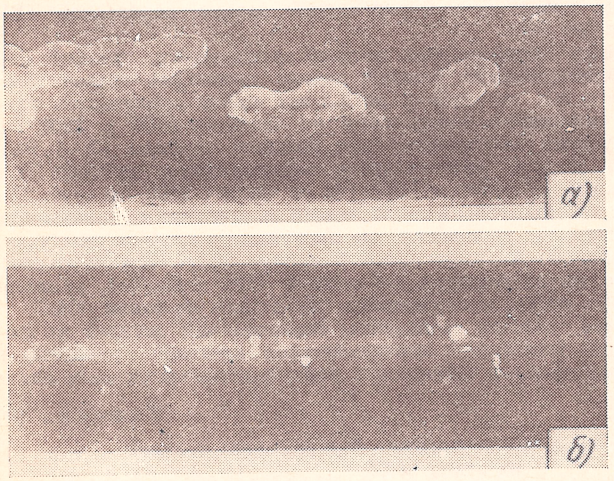


Рис. 27. Сколы борированного слоя после закалки ТВЧ на большую глубину:

а — ламповым генератором; *б* — машинным генератором

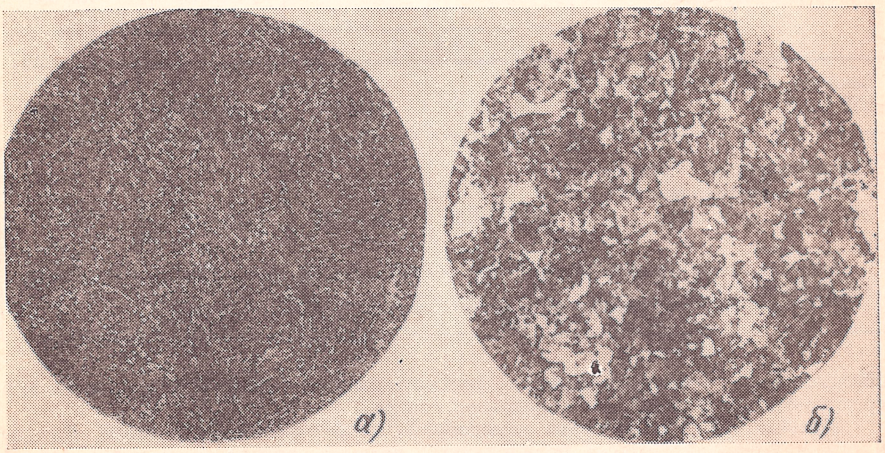


Рис. 28. Структура зоны закалки ТВЧ и сердцевины(×300)

Критериями качества объемной закалки, в том числе изотермической, являются твердость сердцевины, а также прочность и пластичность всего сечения вместе с борированным слоем. Критериями качества поверхностной закалки ТВЧ являются глубина, твердость и структура закаленной зоны, а также прочность и пластические свойства всего сечения вместе с поверхностно-закаленным и борированным слоем.

В зависимости от требований технических условий контролируют твердость сердцевины либо 100% деталей, либо выборочно на одной-двух деталях от каждой партии-садки термообработки. Твердость сердцевины определяют по прибору Бринелля, твердость поверхностно-закаленной зоны — по прибору Роквелла алмазным конусом при нагрузке 150 кгс. Глубину и структуру поверхностно-закаленной зоны устанавливают металлографическим исследованием шлифов, вырезанных непосредственно из детали либо из образцов после механических испытаний.

Образцы диаметром 15—20 мм и длиной 250 мм изготовляют из той же стали, что и борируемые детали. Эти образцы вместе с деталями подвергают электролизному борированию и всем видам последующей термообработки, после чего испытывают на изгиб.

Поскольку прочность и пластичность борированной детали формируются в процессе окончательной термообработки, то по результатам испытаний можно судить о качестве проведенной термообработки. Термообработанные образцы испытывают на обычных машинах или прессах с усилием не менее 3000 кгс. Образец устанавливают на роликовые опоры и нагружают сосредоточенной нагрузкой по схеме, приведенной на рис. 29, *а*.

Предел прочности при изгибе определяют по формуле

$$\sigma_{из} = \frac{M}{W} = \frac{P_{max}\, l}{4W},$$

где P_{max} — нагрузка, при которой произошло разрушение, кгс; l — расстояние между опорами мм; W — момент сопротивления образца, мм^3.

О пластических свойствах судят по величине остаточного угла загиба φ° образца, определяемого после его поломки, либо по величине остаточного прогиба f.

Для определения остаточного угла загиба обе половинки сломавшегося при испытании образца складывают по излому и на бумаге очерчивают наружный контур образца (рис. 29, *б*).

При качественно проведенных предварительной и окончательной термообработке борированные образцы из конструкционной стали должны иметь предел прочности при изгибе не менее 300 кгс/мм^2 и остаточный угол загиба не менее 15°.

На поверхности борированных деталей после упрочняющей термообработки допускается наличие тонких кольцевых трещин и трещин в виде сетки, а также единичных сколов. Однако число и размеры допускаемых сколов и трещин обычно для каждой конкретной детали оговариваются соответствующими тех-

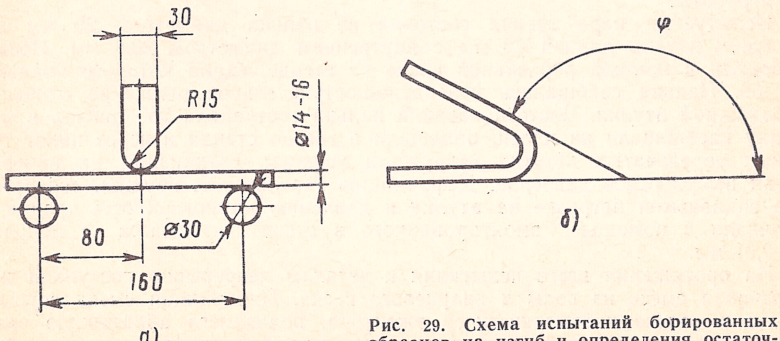


Рис. 29. Схема испытаний борированных образцов на изгиб и определения остаточного угла загиба

ническими условиями и эталонными деталями, специально изготовленными для этой цели.

Таким образом, основываясь на опыте заводов, применяющих борирование, при назначении и выборе режимов термообработки рекомендуется учитывать приведенные ниже особенности.

1. Для устранения хрупкости детали после электролизного борирования необходимо подвергать отпуску при 650° С; для деталей из низкоуглеродистой стали эта операция может быть заменена нормализацией.

2. Детали, работающие в условиях интенсивного изнашивания при давлении на трущиеся поверхности более 100 кгс/см² и одновременном воздействии статических и ударных нагрузок, необходимо после борирования и высокого отпуска подвергать упрочняющей термообработке — объемной или поверхностной закалке, обеспечивающей повышение твердости сердцевины или подслойной зоны на глубине не менее 1,5 мм до значений не менее *HB* 400.

3. Оптимальным видом объемной закалки является изотермическая с нагревом в соляной ванне и охлаждением в щелочи; поверхностную закалку на глубину 2,0—2,5 мм можно выполнять с помощью лампового или машинного генератора, при необходимости получения закаленного слоя глубиной более 2,5 мм нагрев ТВЧ необходимо осуществлять только машинным генератором на частоте 2500 Гц. Дефекты, характерные для борированных деталей, приведены в табл. 10.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ БОРИРОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Первые сведения по износостойкости стали, борированной разными методами, были приведены в работах [5, 17, 20, 29, 30]. Испытания на износ при трении качения в абразивной среде борированных образцов и одновременном воздействии на них статической и динамической нагрузок показали, что износостойкость борированных образцов в среднем на 60% выше, чем цементированных. На этом основании электролизное борирование было рекомендовано для повышения износостойкости поверхностей беговых дорожек опор бурового трехшарошечного долота в нагруженных буровых механизмах нефтехимического оборудования.

Результаты испытаний на износ пальцев из стали 50, подвергнутых электролизному борированию и закалке ТВЧ, в паре с втулками из стали 110 Г13Л показали, что средний износ борированных пальцев за 4 ч работы почти в 6 раз меньше, чем неборированных, а средний износ втулок, работавших с борированными пальцами, в 2,5 раза меньше износа втулок, работавших с неборированными пальцами [13].

К сожалению данные по износостойкости и оценке эффективности применения электролизного борирования часто несопоставимы, так как получены при разных методах испытаний. Отсутствуют данные о влиянии на износостойкость свойств подслойной зоны и сердцевины, термообработки, дефектов слоя, удельных нагрузок и т. п., которые были бы исследованы при одном и том же методе испытаний. Отсутствуют также сведения о кинетике процесса изнашивания борированного слоя во времени. Ниже приведены методика и результаты такой работы.

Испытуемая пара трения состояла из пальца диаметром 20 мм длиной 100 мм и втулки длиной 40 мм с внутренним диаметром 20,5 мм. Испытания проводили в жидкой абразивной среде на стенде, схема которого показана на рис. 30. Пальцу сообщалось возвратно-поступательное движение относительно неподвижной втулки. Частота качаний пальца составляла 250 циклов в минуту. Втулку насаживали на палец, помещали в гнездо стенда и через пакет тарированных тарельчатых пружин нагружали усилием, создающим на поверхности трения необходимое давление. Деформацию тарельчатых пружин, соответствующую задаваемой нагрузке на втулку и давлению на поверхность трения, устанавливали с помощью вмонтированного в стенд штихмасса с ценой деления 0,01 мм.

На протяжении всего испытания к деталям непрерывно поступала жидкая абразивная смесь из воды и кварцевого песка. Циркуляция смеси осуществлялась с помощью пневматического эжектора, подающего абразивную смесь из нижнего бака в верхний, откуда она самотеком поступала в камеру к испы-

Таблица 10

Дефекты борированных деталей, их причины и меры предупреждения

Дефект	Возможные причины	Меры исправления	Меры предупреждения
Недостаточная глубина борированного слоя	Нарушение технологического процесса электролизного борирования: пониженная температура, недостаточная продолжительность, загрязнение расплава	Подвергнуть дополнительному борированию в течение 1,5—2 ч, предварительно проверить химический состав расплава и очистить его от механических примесей	Соблюдать технологический процесс электролизного борирования
Неравномерная глубина и наличие пятен с малым борированным слоем	Недостаточная жидкотекучесть расплава. Несовершенство конструкции токоподводящих приспособлений-касет	Проверить химический состав расплава, довести содержание поваренной соли до 15—20% и произвести дополнительное борирование в течение 1,5—2 ч	Следить за составом и чистотой расплава. Изменить конструкцию токоподводящих приспособлений, число одновременно борируемых деталей и схему расположения анодов
Продольные трещины с выкрашиванием борированного слоя	Наличие на поверхности до борирования металлургических дефектов: волосовин, закатов и т. п.	Не исправляется	Ужесточить требования к качеству поверхности деталей до борирования
Пониженная износостойкость	Поверхностное обезуглероживание деталей до борирования	Не исправляется	Ужесточить требования к качеству поверхности металла и деталей до борирования, не допускать обезуглероживания до чистого феррита
Высокая хрупкость и сколы борированного слоя при отсутствии термообработки	Завышенная температура борирования Большая продолжительность борирования и высокая плотность тока Загрязнение расплава графитовыми включениями	Детали, имеющие сколы не исправляются; для уменьшения хрупкости произвести отпуск при 650°С	Соблюдать технологический процесс борирования, следить за чистотой расплава, проводить отпуск при 650°С после борирования

Продолжение табл. 10

Дефект	Возможные причины	Меры исправления	Меры предупреждения
Крупные и мелкие сколы борированного слоя после поверхностной закалки ТВЧ	Большая глубина борированного слоя (>0,2 мм) Неудовлетворительно проведен отпуск после борирования. Не отработан режим закалки ТВЧ. Неправильно выбран генератор. Большая глубина закаленного слоя	Не исправляется. Выборочно проверить глубину борированного слоя в местах сколов и если она не менее 0,1 мм, то можно детали использовать по назначению	Ужесточить контроль за проведением отпуска после борирования, установить глубину борированного слоя в пределах 0,15—0,20 мм, отработать режим закалки ТВЧ
Шелушение, растрескивание борированного слоя и значительное число мелких сколов после объемной (изотермической) закалки	Неудовлетворительно проведен отпуск после борирования. Вместо отпуска проведена нормализация. Детали плохо отмыты от осадков, аморфного бора. Нарушен режим нагрева под закалку	Не исправляется	Ужесточить контроль за проведением отпуска после борирования. Отменить нормализацию, тщательно отмывать детали от осадков после борирования. Нагревать детали под закалку в соляных ваннах. Следить за состоянием ванн изотермической закалки, не допускать наличия в них нитрита натрия
Низкие прочность и особенно пластичность борированных деталей или образцов-свидетелей после упрочняющей термообработки	Неудовлетворительно проведен отпуск после борирования (мала продолжительность, велик объем садки, неравномерный прогрев деталей, низка температура). Нарушен режим закалки	Провести отпуск при температуре 650°С и повторную упрочняющую термообработку по действующей технологии	Ужесточить контроль за соблюдением всех операций термообработки после борирования

туемой паре трения, а затем сливалась в нижний бак. При установке каждой новой пары в бак заливали свежую абразивную смесь.

Критерием износостойкости испытуемой пары являлся суммарный линейный износ обеих трущихся поверхностей, который определяли через каждые 10 тысяч циклов-качаний. Результаты дали возможность судить о темпе износа на всем протяжении испытания каждой пары.

Работоспособность испытуемой пары оценивали по долговечности, характеризуемой числом циклов, после которых суммарный линейный износ достигал

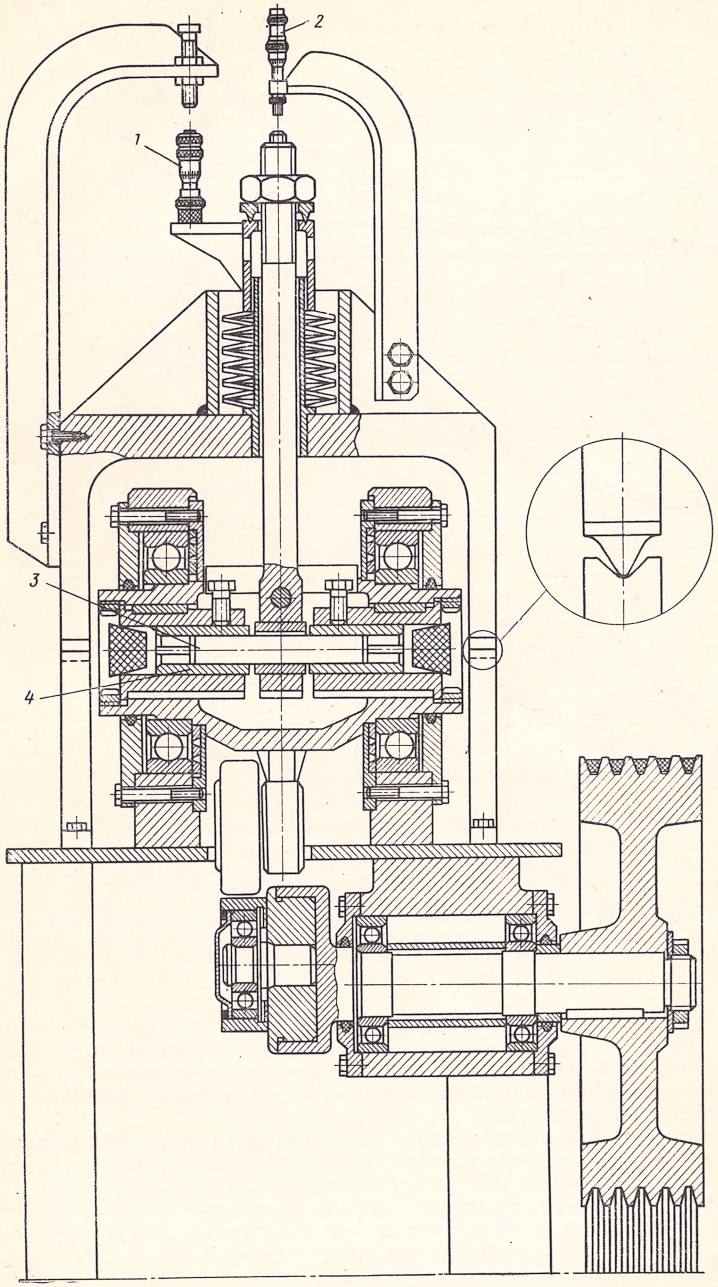


Рис. 30. Схема стенда для испытаний на износ:
1 и *2* — штихмас для измерения соответственно деформации пружин и износа испытуемой пары; *3* — втулка испытуемой пары, *4* — стержень, в который помещают втулку

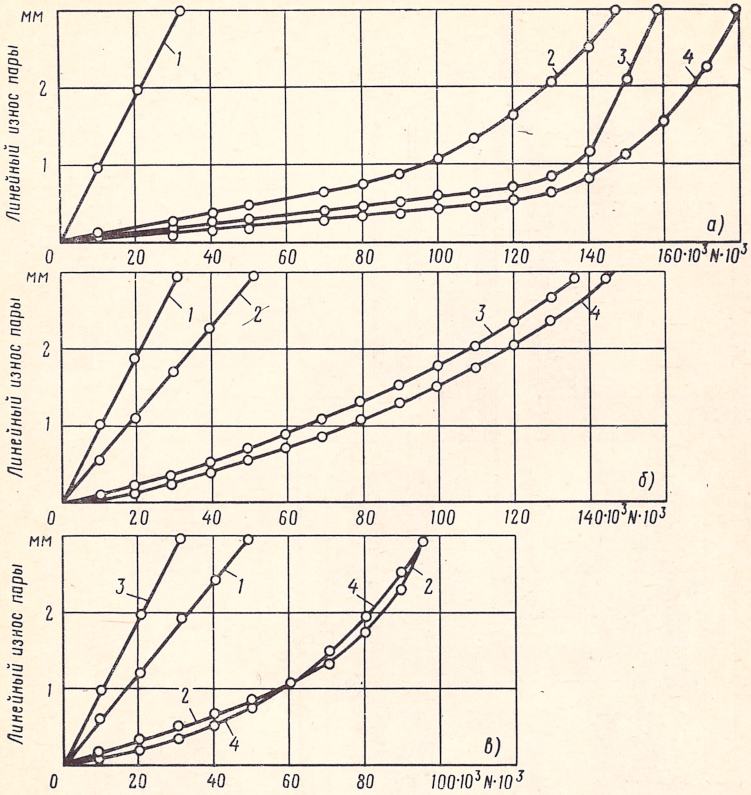


Рис. 31. Зависимость износа от числа циклов N пар с пальцами:

а — из стали 50, закалка ТВЧ: *1* — палец неборированный; *2* — палец, борированный на глубину 0,13 мм; *3* — то же на глубину 0,16 мм; *4* — то же на глубину 0,18 мм; *б* — из стали 45Х: *1* — палец неборирсванный, втулка из стали 40ХС; *2*— палец неборированный, втулка из стали 110Г13Л; *3* — палец борированный, втулка из стали 110Г13Л; *4* — палец борированный, втулка из стали 40ХС; *в* — из стали 40ХС; *1* — палец неборированный, втулка из стали 10Г13Л; *2* — палец борированный, втулка из стали 110Г13Л; *3* — палец неборированный, втулка из стали 40ХС; *4* — палец борированный; втулка из стали 40ХС

заранее заданной величины. Последняя для всех вариантов испытуемых пар трения была одна и та же. Испытаниям подвергали не менее пяти пар каждого варианта. По окончании испытания определяли отдельно величины износа пальца и втулки, твердость поверхности и сердцевины, а также производили металлографическое исследование.

Влияние глубины борированного слоя, твердости стальной основы и режимов термообработки на износостойкость. Варианты пар трения и результаты их испытаний при давлении 200 кгс/см² представлены в табл. 11 и на рис. 31. Полученные результаты позволили выявить некоторые закономерности и особенности в поведении и работоспособности пар трения с борированными пальцами. Суммарный износ всех пар трения с неборированными пальцами, вплоть до достижения предельно допустимой величины, возрастает пропорционально увеличению числа циклов. В парах с борированными пальцами характер зависимости между суммарным износом и числом циклов иной: в начальный период испытания суммарный износ возрастает пропорционально числу циклов качаний, а затем наступает второй период изнашивания, в котором износ в функции от числа циклов отклоняется от линейной зависимости и возрастает ускоренно. Угол наклона начального участка кривой износа к оси абсцисс

Таблица 11

Результаты испытания на износ в абразивной среде пар трения с борированными и неборированными пальцами при давлении 200 кгс/мм²

Испытуемая пара	Режим термообработки пальца	Глубина борированного слоя, мм	Твердость сердцевины пальца *HB*	Глубина поверхностной закалки, мм	Твердость закаленной зоны *HB*	Работоспособность пары то предельно допустимого износа, число циклов	Износ пальца от суммарного износа пары, %
Неборированный палец из стали 50 и втулка из стали 40ХС		—		3,0		50·10³	48
Борированный палец из стали 50 и втулка из стали 40ХС	Поверхностная закалка ТВЧ и отпуск при 200° С	0,19	229	1,5	477	185·10³	41
		0,2		2,5		220·10³	40
		0,2		5,5		225·10³	39
	Поверхностная закалка ТВЧ и отпуск при 350° С	0,15	229	1,7	388—402	98·10³	47
				2,8		130·10³	38
				5,5		145·10³	36
Неборированный палец из стали 45Х и втулка из стали 110Г13Л	Закалка в масло, отпуск при 420° С	—	444	—	—	50·10³	30
Борированный палец из стали 45Х и втулка из стали 110Г13Л		0,15	415	—	—	138·10³	30
Неборированный палец из стали 45Х и втулка из стали 40ХС		—	444	—	—	30·10³	46
Борированный палец из стали 45Х и втулка из стали 40ХС		0,15	415	—	—	142·10³	44

Продолжение табл. 11

Испытуемая пара	Режим термообработки пальца	Глубина борированного слоя, мм	Твердость сердцевины пальца *HB*	Глубина поверхностной закалки, мм	Твердость закаленной зоны *HB*	Работоспособность пары до предельно допустимого износа, число циклов	Износ пальца от суммарного износа пары, %
Борированный палец из стали 45Х и втулка из стали 40ХС	Поверхностная закалка ТВЧ и отпуск при 350° С	0,15	285	2,5	440	$155 \cdot 10^3$	42
Неборированный палец из стали 40ХС и втулка из стали 110Г13Л	Изотермическая закалка с 910 °С в щелочь при 320° С	—	415—444	—	—	$50 \cdot 10^3$	32
Борированный палец из стали 40ХС и втулка из стали 110Г13Л		0,15		—	—	$95 \cdot 10^3$	28
Неборированный палец и втулка из стали 40ХС		—		—	—	$30 \cdot 10^3$	49
Борированный палец и втулка из стали 40ХС	Изотермическая закалка	0,16		—	—	$108 \cdot 10^3$	42
	Закалка в масло, отпуск при 470° С	0,15	415—444	—	—	$92 \cdot 10^3$	43
	Закалка в масло, отпуск при 550° С	0,15	363	—	—	$77 \cdot 10^3$	50
	Закалка в масло, отпуск при 620° С	0,15	286	—	—	$42 \cdot 10^3$	53
	Закалка ТВЧ, отпуск 200° С	0,15	255	2,5	477	$110 \cdot 10^3$	51
	Закалка ТВЧ, отпуск 470° С	0,15	255	2,5	388	$95 \cdot 10^3$	49

значительно меньше угла наклона линии износа пар трения с неборированными пальцами.

Наблюдаемое различие указывает на резкое уменьшение интенсивности износа в начальный период у пар трения с борированными пальцами. Во втором периоде угол наклона возрастает, постепенно приближаясь к углу наклона линии износа пар с неборированными пальцами. Это свидетельствует о том, что интенсивность износа пар с борированными пальцами во втором периоде увеличивается, приближаясь к интенсивности износа пар с неборированными пальцами.

Исследованием борированных пальцев установлено, что к концу начального периода, соответствующего прямолинейному участку износа, когда суммарный износ составляет 0,5—0,8 мм, борированный слой на пальцах оказывается полностью изношенным. Таким образом, во втором периоде на поверхности трения пальца борированного слоя уже нет. Тем не менее характер зависимости между суммарным износом пары и числом циклов отличается от наблюдаемого в парах трения с неборированными пальцами.

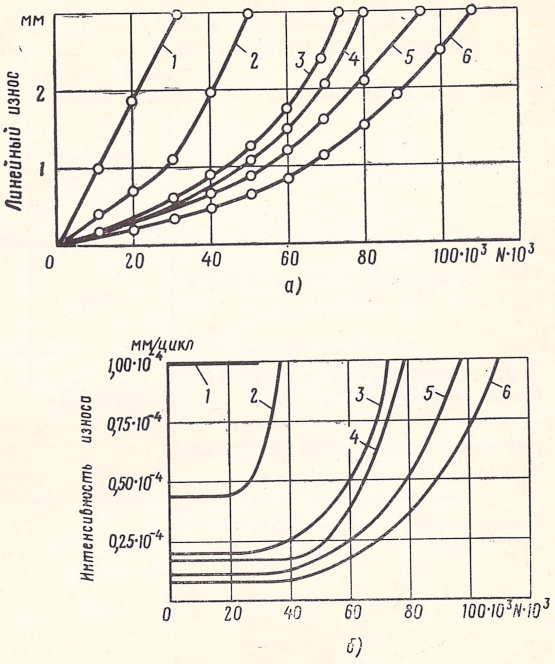


Рис. 32. Зависимость износа (*а*) и его интенсивности (*б*) от числа циклов пар с пальцами, имеющими разную твердость сердцевины (втулки из стали 40ХС, *HB* 415—444, давление при испытании 200 кгс/см²):
1 — неборированный палец, *HB* 415; *2* — борированный палец, твердость сердцевины *HB* 302; *3* — то же, твердость сердцевины *HB* 363; *4* — то же, твердость сердцевины *HB* 415; *5* — то же, твердость сердцевины *HB* 444; *6* — то же, твердость сердцевины *HB* 472

Для более полного представления о процессе изнашивания борированного слоя и оценки его влияния на износостойкость пары трения в целом были введены дополнительно еще два критерия:

1) интенсивность или темп износа (мм/цикл), характеризуемые тангенсом угла наклона кривой зависимости суммарного линейного износа пары от числа циклов;

2) число циклов, соответствующее перегибу на кривой, после которого интенсивность износа возрастает.

В табл. 12 и на рис. 32 представлена зависимость износа и его интенсивности от числа циклов, полученная обработкой результатов испытаний пар трения с борированными и неборированными пальцами из стали 40ХС с разной твердостью. Характер кривых указывает на то, что интенсивность износа пар трения с неборированным пальцем на всем протяжении испытания постоянна, причем в парах с втулками из стали 110Г13 она меньше, чем с втулками из стали 40ХС, имеющими более высокую твердость. Интенсивность износа пар с борированным пальцем постоянна только на первом этапе испытаний и в этот период она значительно меньше, чем пар с неборированными пальцами. С увеличением твердости сердцевины борированного пальца интенсивность износа пары уменьшается, а протяженность участка, на котором интенсивность износа постоянна, увеличивается. Термообработка борированных пальцев (твердость сердцевины *HB* 444—477) увеличивает на 50% работоспособность борирован-

Таблица 12

Интенсивность износа пар трения с пальцами из стали 40ХС при испытании в абразивной среде (давление на поверхность трения 200 кгс/см²)

Испытуемая пара	Твердость сердцевины пальца *HB*	Интенсивность износа на первом этапе испытаний, мм/цикл	Число циклов, соответствующее перегибу кривой интенсивности износа
Неборированный палец и втулка из стали 110Г13Л	444	$0{,}69 \cdot 10^{-4}$	—
Борированный палец и втулка из стали 110Г13Л	444—477	$0{,}18 \cdot 10^{-4}$	$40 \cdot 10^3$
Неборированный палец и втулка из стали 40ХС	444	$1{,}00 \cdot 10^{-4}$	—
Борированный палец и втулка из стали 40ХС	444—477	$(0{,}11 \div 0{,}14) \cdot 10^{-4}$	$30 \cdot 10^3$
	415	$0{,}14 \cdot 10^{-4}$	$28 \cdot 10^3$
	363	$0{,}20 \cdot 10^{-4}$	$28 \cdot 10^3$
	302	$0{,}30 \cdot 10^{-4}$	$25 \cdot 10^3$
	285	$0{,}42 \cdot 10^{-4}$	$20 \cdot 10^3$

ного слоя. На протяжении второго этапа интенсивность износа пар с борированными пальцами увеличивается, приближаясь к концу испытаний к интенсивности износа пар с неборированными пальцами. Число циклов, после которого интенсивность износа становится такой же, как у пар трения с неборированными пальцами, тем больше, чем выше твердость сердцевины борированных пальцев.

Постоянная и сравнительно малая интенсивность износа пар с борированными пальцами на первом этапе испытаний обусловлена наличием на поверхности пальца твердого износостойкого слоя, работоспособность которого при высоких удельных нагрузках (200 кгс/см²) из-за высокой хрупкости в значительной мере зависит от твердости подслойной зоны или сердцевины. При низкой твердости и больших давлениях хрупкий борированный слой продавливается, разрушается и его высокая износостойкость не реализуется.

Более низкая интенсивность износа на втором этапе у пар с борированными пальцами, чем с неборированными, по-видимому, является результатом упрочнения сопряженных поверхностей пальца и втулки твердыми частицами продуктов износа борированного слоя. Это явление известно под названием «шаржирование».

С увеличением твердости сердцевины пальцев эффект упрочнения сопряженной поверхности втулки возрастает, о чем свидетельствует наблюдаемое при этом увеличение числа циклов, при котором интенсивность износа пар с

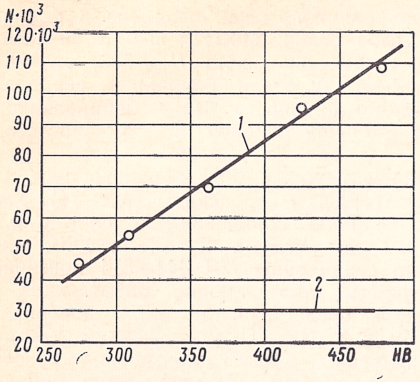


Рис. 33. Влияние твердости сердцевины пальцев из стали 40ХС на число циклов до предельного износа при давлении 200 кгс/см²:
1 — борированные пальцы; *2* — неборированные пальцы

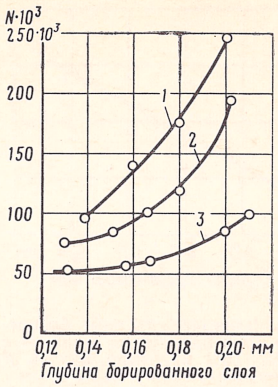


Рис. 34. Влияние глубины борированного слоя пальцев из стали 40ХС на число циклов N до предельного износа при твердости сердцевины:
1 — *HB* 514—444; *2* — *HB* 375—415; *3* — *HB* 263—341

борированными и неборированными пальцами становится одинаковой. Явление упрочнения сопряженной с пальцем поверхности трения втулки продуктами износа борированного слоя в какой то мере имеет место и при низкой твердости сердцевины борированного пальца. Проявляется это в том, что интенсивность износа после того как борированный слой уже полностью изношен в парах с борированным нетермообработанным пальцем (твердость сердцевины *HB* 285) все еще остается меньше, чем в парах с неборированным термообработанным пальцем (*HB* 445). Из приведенного следует, что повышение износостойкости пар трения с борированными пальцами, работающими в абразивной среде, обеспечивается уменьшением интенсивности изнашивания в начальный период до износа борированного слоя и на протяжении всей работы пары вплоть до достижения предельного износа. Независимо от долговечности процентное соотношение износа пальца и втулки в парах с борированными и неборированными пальцами практически одинаково и составляет 40—50%.

Таким образом, интенсивность износа пары трения с борированным пальцем уменьшается за счет уменьшения интенсивности износа и пальца и втулки.

Результаты испытаний в абразивной среде при удельной нагрузке 200 кгс/см² показывает, что эффект повышения износостойкости, получаемый от применения борированного пальца, существенно зависит от твердости сердцевины или подслойной зоны и от состава стали. Износостойкость пар увеличивается прямо пропорционально твердости сердцевины пальца (рис. 33). Так при твердости сердцевины *HB* 285 борирование повышает износостойкость всего на 50%, а при твердости сердцевины *HB* 470 — на 350%, т. е. в 3,5 раза. Следовательно, при высоких давлениях борирование является эффективным средством повышения износостойкости пар трения, работающих в абразивной среде, только если твердость подслойной зоны или сердцевины будут не ниже *HB* 400.

В то время, как износостойкость пар с борированными пальцами при изменении твердости сердцевины от *HB* 380 до *HB* 470 увеличивается на 30%, износостойкость пар с неборированными пальцами не изменяется (рис. 33). Отсутствие влияния твердости неборированного пальца на износостойкость пары трения может быть объяснено тем, что условия абразивного износа при давлении 200 кгс/см² настолько тяжелые, что изменение твердости в указанном диапазоне оказывается несущественным.

Износостойкость пар трения с борированными пальцами из стали 50 и 45Х, термически обработанными на твердость сердцевины *HB* 400, больше, чем пар с аналогичными пальцами из стали 40ХС. Это связано с различием в струк-

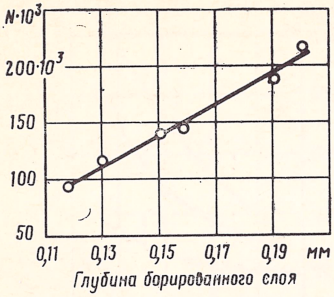


Рис. 35. Влияние глубины борированного слоя пальцев из стали 50 с закалкой ТВЧ на число циклов N до линейного износа пары 3 мм

туре борированного слоя. Наличие в борированном слое стали 40ХС зоны с развитой α-фазой твердостью около H_{100} 500, располагающейся между слоем боридов и сердцевиной, снижает прочность связи борированного слоя со стальной основой и его износостойкость.

Влияние глубины борированного слоя зависит от твердости сердцевины (рис. 34). Увеличение глубины борированного слоя с 0,13 до 0,2 мм на пальцах из стали 40ХС при твердости сердцевины *НВ* 444—514 повышает долговечность пар трения, работающих в абразивной среде при высоких давлениях, более чем в 3 раза. С уменьшением твердости сердцевины эффект повышения износостойкости, получаемый от увеличения глубины борированного слоя, уменьшается. Так, при твердости сердцевины *НВ* 374—415 увеличение глубины борированного слоя с 0,13 до 0,2 мм повышает долговечность пар в 2,5 раза. При еще меньшей твердости сердцевины, когда борированные пальцы не подвергаются упрочняющей термообработке (*НВ* 269—340), такое увеличение глубины слоя повышает долговечность пар трения в одинаковых условиях работы всего в 2 раза, при этом резко снижается темп нарастания долговечности.

Таким образом, увеличение глубины борированного слоя наиболее эффективно сказывается на износостойкости пар трения, работающих в абразивной среде при высоких давлениях, только если твердость сердцевины или подслойной зоны не ниже *НВ* 400. В этом случае износостойкость растет пропорционально глубине борированного слоя. При низкой твердости сердцевины повышение износостойкости наблюдается только при увеличении глубины слоя с 0,18 мм и более.

Результаты испытаний пар трения с борированными пальцами из стали 50 со слоем разной глубины и поверхностной закалкой (рис. 35) доказали ту же закономерность влияния глубины слоя, что и пар трения с термически обработанными борированными пальцами из стали 40ХС.

Анализ результатов испытаний позволил выявить влияние материала втулки на долговечность трущейся пары и показал, что оно для борированных и неборированных пальцев различное. Так, пары с неборированными термически обработанными пальцами имеют более высокую износостойкость и меньший темп износа с втулками из аустенитной стали 110Г13Л, чем с втулками из стали перлитного класса, термически обработанными на высокую твердость. В парах с борированными пальцами наблюдается обратная зависимость, проявляющаяся особенно в начальный период изнашивания, в течение которого интенсивность износа пар с втулками из стали 40ХС меньше, чем с втулками из стали 110Г13Л. Это явление, по-видимому, связано с различной упрочняемостью при абразивном изнашивании втулок из стали с разным структурным состоянием.

Абразивные частицы, находясь между пальцем и втулкой, в обоих случаях «шаржируют» поверхности трения и перемещаются как скольжением, так и качением. При качении абразивная частица вызывает на более мягком материале (втулка из стали 110Г13Л) относительно небольшую пластическую деформацию. При скольжении частицы происходит процесс микрорезания, вызывающий предельный наклеп материала в микрообъемах.

Характер движения абразивных частиц относительно каждого из элементов пары зависит от соотношения их твердостей. В парах с неборированными пальцами из-за того, что твердость абразивных частиц значительно выше твердости пальца, какое-то количество их вдавливается не только в поверхность мягкой втулки, но и в палец. При вращении пальца во втулке частицы, закрепившиеся на поверхности пальца, будут скользить по рабочей поверхности втулки, вызывая микрорезание. Втулка из стали 110Г13Л от вибрации твердых частиц и наклепа микрорезанием твердыми частицами, вдавившимися в поверхность пальца, упрочняется в большей степени, чем втулки из стали 40ХС, термообработанные на высокую твердость.

В парах с борированными пальцами из-за высокой поверхностной твер-

дости, соизмеримой с твердостью абразивных частиц, последние не могут внедриться и закрепиться на поверхности пальца, вследствие чего вращение пальца во втулке сопровождается качением частиц, а не микрорезанием. В силу этого эффект пластической деформации и упрочнения поверхности втулки из стали 110Г13Л, вызываемый в основном микрорезанием, оказывается резко ослабленным. Поскольку сопротивление абразивному изнашиванию определяется прочностью материала, которая у аустенитной стали достигает наибольшего значения в предельно деформированном состоянии, интенсивность износа пар с борированными пальцами, особенно на первом этапе, пока цел борированный слой, оказывается больше, чем пар с более твердыми втулками из стали 40ХС.

Влияние режима испытаний. Большое влияние на износостойкость в абразивной среде оказывает режим испытаний и, в частности, давление на поверхность трения.

Приведенные выше закономерности влияния на износостойкость борирования его глубины, твердости стальной основы, материала втулки относятся к наиболее тяжелым условиям абразивного износа, когда давление на поверхность трения достаточно высокое. При более легких условиях роль этих факторов и, в частности, твердости сердцевины проявляется меньше.

Для наглядности в табл. 13 и на рис. 36 приведены сравнительные резуль-

Таблица 13

Влияние давления на износ в абразивной среде пар трения (пальцы и втулки из стали 40ХС)

Состояние пальца	Твердость сердцевины пальца *HB*	Давление на поверхность трения, кгс/см²	Интенсивность износа на первом этапе испытаний, мм/цикл	Число циклов до предельно допустимого износа
Неборированный	415	62	$0{,}5 \cdot 10^{-4}$	$60 \cdot 10^3$
		200	$1{,}0 \cdot 10^{-4}$	$28 \cdot 10^3$
Борированный	415	62	$0{,}05 \cdot 10^{-4}$	$500 \cdot 10^3$
		200	$0{,}19 \cdot 10^{-4}$	$95 \cdot 10^3$
	285	62	$0{,}11 \cdot 10^{-4}$	$123 \cdot 10^3$
		200	$0{,}77 \cdot 10^{-4}$	$32 \cdot 10^3$

таты испытаний пар трения с борированными и неборированными пальцами и втулками из стали 40ХС при давлении 200 и 62 кгс/см². Борированные пальцы испытывали как после упрочняющей термообработки, так и без нее. Из приведенных данных следует, что с уменьшением давления значительно возрастает износостойкость и снижается темп износа пары в абразивной среде, причем наиболее резко это проявляется в парах с борированными пальцами. Так, при снижении давления с 200 до 62 кгс/см² долговечность пары с неборированными пальцами увеличивается примерно в 2 раза, в то время, как с борированными без термообработки — в 4 раза, а с борированными, подвергнутыми упрочняющей термообработке, более чем в 5 раз. При абразивном износе менее нагруженных пар трения борирование пальца без термообработки повышает долговечность в 2 раза, а при последующей упрочняющей термообработки в 10 раз.

При давлении 200 кгс/см² эффективность борирования проявляется только при достаточно высокой твердости сердцевины, достигаемой термообработкой борированных пальцев. Но и при этом долговечность увеличивается не в 10 раз, как при давлении 62 кгс/см², а только в 3,5 раза. Примерно такое же увеличение долговечности при давлении 62 кгс/см² достигается одним бориро-

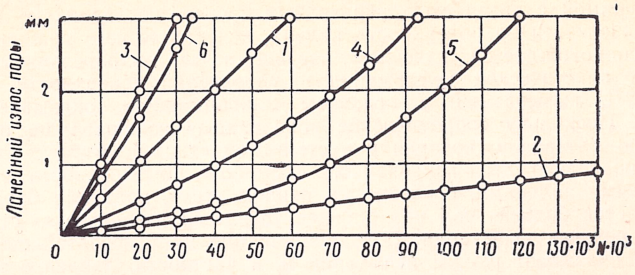


Рис. 36. Зависимость износа от числа циклов N при испытании с разным давлением; пальцы из стали 40ХС с разной твердостью сердцевины:

1 и *3* — палец неборированный, давление соответственно 62 и 200 кгс/см²; *2* и *4* — палец борированный, твердость сердцевины *HB* 415, давление соответственно 62 и 200 кгс/см²; *5* и *6* — палец борированный, твердость сердцевины *HB* 285, давление соответственно 62 и 200 кгс/см²

ванием без последующей упрочняющей термообработки. Это свидетельствует о том, что при относительно небольших нагрузках работоспособность пар трения в условиях абразивного износа в основном зависит от противоизносных свойств поверхностного слоя, а твердость сердцевины или подслойной зоны не играет большой роли.

Влияние поверхностных дефектов. При разработке требований к качеству борированных деталей необходимо располагать данными о допустимости различных поверхностных дефектов. К основным дефектам, которые могут влиять на износостойкость борированных деталей, относятся следующие:

1) поверхностное обезуглероживание до борирования; 2) волосовины и закаты, по краям которых борированный слой скалывается; 3) сколы различных размеров, образующиеся в процессе упрочняющей термообработки.

Поверхностное обезуглероживание, волосовины и закаты могут иметь место в тех случаях, когда борированию подвергают детали до механической обработки либо после механической обработки, которая полностью не вывела этих дефектов.

Поскольку эти дефекты особенно могут сказаться на износостойкости наиболее нагруженных деталей, их влияние определяли испытаниями на износ в абразивной среде при давлении 200 кгс/см². Изготовленные для этих испытаний образцы-пальцы из стали 40ХС имели поверхностное обезуглероживание глубиной до 0,5—0,7 мм. Зона обезуглероживания до чистого феррита составляла 0,3 мм, что почти в 1,5 раза превышало глубину борированного слоя. Поверхность образцов, подвергнутых после борирования изотермической закалке на твердость сердцевины *HB* 400—444, сколов и других дефектов не имела.

Образцы с волосовинами изготовляли из дефектных прокатных заготовок без механической обработки, подвергали борированию и такой же изотермической закалке, после которой по всей длине волосовины происходило скалывание борированного слоя, аналогичное показанному на рис. 21.

Образцы-пальцы, предназначенные для исследования влияния сколов поверхностного слоя, борировали на глубину около 0,2 мм после чего подвергали поверхностной закалке ТВЧ с помощью лампового генератора по режимам, заведомо вызывающим появление сколов. Были получены образцы с разным числом крупных и мелких сколов. Металлографическим исследованием установлено, что глубина борированного слоя в местах сколов составляет 0,11—0,14 мм, а на остальной поверхности — 0,18—0,22 мм.

Результаты испытаний борированных пальцев с обезуглероженной поверхностью приведены в табл. 14, а пальцев со сколами и волосовинами — в табл. 15.

Наличие на поверхности пальцев обезуглероженного слоя до борирования может полностью снять достигаемый борированием эффект повышения износостойкости в абразивной среде. Объясняется это тем, что при наличии обезуглероживания под борированным слоем располагается зона твердостью *HB* 254—

Таблица 14

Влияние поверхностного обезуглероживания на износ пар трения с пальцами и втулками из стали 40ХС в абразивной среде при давлении 200 кгс/см²

Состояние пальца	Глубина борированного слоя, мм	Твердость подслойной зоны *HB* на глубине до 2 мм	Твердость сердцевины *HB*	Число циклов до предельно допустимого линейного износа
Неборированный	—	440	440	$(35 \div 40) \cdot 10^3$
Борированный, изотермически закаленный: с обезуглероженной поверхностью	0,14—0,16	254—322	440	$(35 \div 52) \cdot 10^3$
без углероживания	0,13—0,15	440	440	$(95 \div 110) \cdot 10^3$

Таблица

Влияние волосовин и поверхностных сколов на износ пар трения с борированными поверхностно-закаленными пальцами из стали 40ХС в абразивной среде при давлении 200 кгс/см²

Глубина борированного слоя, мм		Относительная площадь рабочей поверхности со сколами, %	Твердость подслойной зоны *HB*	Число циклов до предельно допустимого износа пары
вне скола	в местах сколов			
0,16—0,2	Сколов нет	0	388—514	$(105 \div 140) \cdot 10^3$
0,16—0,14	0,11—0,14	5—10	477—514	$(110 \div 140) \cdot 10^3$
		12—20	477—514	$(110 \div 140) \cdot 10^3$
		27—45	477—514	$(105 \div 125) \cdot 10^3$
0,16—0,2	Скол по волосовине 0,14	5	440	$(115 \div 118) \cdot 10^3$
		15	440	$(115 \div 127) \cdot 10^3$

322, значительно меньшей твердости сердцевины (*HB* 440). Это еще раз свидетельствует о том, что высокая износостойкость борированного слоя в абразивной среде при больших нагрузках может быть реализована только при соответствующей твердости стальной основы, расположенной непосредственно за борированным слоем.

Сколы после поверхностной закалки ТВЧ, образующиеся обычно при боль-

шой глубине борированного слоя (более 0,18 мм), и сколы по волосовинам и другим металлургическим дефектам не оказывают заметного влияния на износостойкость пар трения, работающих в условиях интенсивного износа при достаточно высоких нагрузках (табл. 15). Это объясняется тем, что скалывается только поверхностная, наиболее хрупкая часть, под которой сохраняется твердый борированный слой глубиной не менее 0,10 мм.

Приведенные результаты испытаний успешно используют при разработке технических условий на приемку борированных деталей, согласно которым наличие таких сколов не является браковочным признаком.

На заводах периодически проверяют фактическую глубину борированного слоя на шлифах, вырезанных непосредственно из детали с наибольшим числом сколов. При малой глубине борированного слоя в местах сколов детали бракуют. Появление крупных сколов при изотермической закалке или поверхностной закалке ТВЧ при нормальной глубине борированного слоя указывает на нарушение технологического процесса.

Коррозия борированных деталей и ее влияние на износостойкость. Бориды железа обладают высокой антикоррозионной стойкостью, поэтому казалось бы, борированные детали не должны подвергаться коррозии. Тем не менее борированные детали, находясь вне помещения, особенно в условиях влажного или морского воздуха, через какое-то время покрываются ржавчиной. Время до появления ржавчины зависит от характера термообработки, производимой после борирования. Более подвержены коррозии детали, которые после борирования подвергали изотермической закалке. Особенно на коррозионную стойкость влияет изотермическая закалка, производимая в щелочную ванну с добавкой нитрита натрия. Нитрит натрия, являясь очень сильным окислителем, в момент закалки вызывает разъедание и местное утонение борированного слоя, попадая в поры и тонкие трещины, способствует в дальнейшем развитию коррозионных процессов. В связи с этим ни в коем случае не следует в щелочную ванну вводить нитрит натрия.

Борированные детали с поверхностной закалкой ТВЧ обладают наибольшей коррозионной стойкостью, в одинаковых условиях ржавчина на них появляется значительно позже.

Для выяснения характера процесса коррозии борированной поверхности были исследованы борированные образцы при переменном погружении в 3%-ный раствор поваренной соли.

Результаты исследований показали, что на первом этапе коррозионные поражения имеют вид отдельных точек и тонких кольцевых трещин, покрытых ржавчиной. По мере продолжения испытаний ширина этих трещин увеличивается и постепенно вся поверхность оказывается покрытой продуктами коррозии.

Трещины в борированном слое под воздействием раствора поваренной соли расширились, заполнились продуктами коррозии и часть их удлинилась до основного металла (рис. 37). На некоторых шлифах, в местах выхода трещин из борированного слоя в подслойную зону, наблюдается повышенная травимость, указывающая на структурное изменение, вызванное коррозией.

Можно заключить что коррозия борированных деталей носит электрохимический характер и возникает при попадании влаги и других электролитов в трещины и поры, имеющиеся в борированном слое. Механизм электрохимической коррозии можно представить в следующем виде: электролит, попадая в поверхностные трещины борированного слоя, вследствие разности электродных потенциалов фаз с разным содержанием бора (FeB и Fe_2B) вызывает электрохимическое растворение боридов, имеющих более отрицательный потенциал. Процесс коррозионного растворения этих боридов с образованием окислов сопровождается постепенным углублением трещин и заполнением их продуктами коррозии. По мере заполнения трещин процесс коррозии замедляется и даже почти прекращается. Продукты коррозии (довольно большого объема) выходят из трещин на поверхность и покрывают ее, вследствие чего создается впечатление, будто бы коррозионному разрушению поверглась вся поверхность борированного слоя. Фактически же борированный слой вне трещин не претерпевает никаких изменений и сохраняет высокую твердость.

Испытания на износ борированных изотермически закаленных образцов с коррозионным повреждением поверхности показали, что коррозия не снижает износостойкости и не сказывается на интенсивности износа.

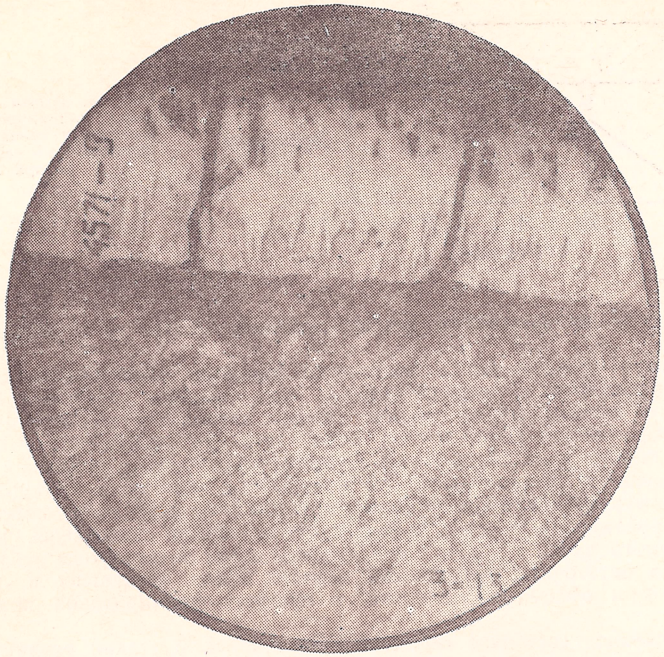


Рис. 37. Микроструктура борированного слоя после коррозионных испытаний (×200)

ПРОЧНОСТЬ БОРИРОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Прочность при статических нагрузках. Всякая химико-термическая обработка, суть которой заключается в насыщении поверхностного слоя детали каким-либо элементом (углеродом при цементации, азотом при азотировании, бором при борировании), вызывает изменение химического и фазового составов поверхностного слоя и, как следствие, неоднородное изменение прочности по сечению детали.

Формирование в поверхностных слоях детали новых фаз, отличающихся от сердцевины по удельному объему, коэффициенту линейного расширения и сопротивлению деформации, обусловливает возникновение неравномерной остаточной напряженности как при охлаждении после химико-термической обработки, так и при последующей термообработке. Неоднородная прочность по сечению и остаточные напряжения влияют на прочность деталей, подвергнутых химико-термической обработке.

Различие в прочности и пластичности поверхностного слоя и сердцевины, а также характер распределения остаточных напряжений по сечению детали в большей степени проявляются когда деталь оказывается в условиях сложно-напряженного состояния, чем при одноосном растяжении.

Процесс деформации и разрушения при изгибе образца с разной прочностью по сечению условно можно рассматривать состоящим из трех стадий. В первой стадии образец по всему сечению упруго деформируется. Эта стадия продолжается до момента возникновения пластической деформации в той точке сечения, где действующие напряжения окажутся выше предела упругости. В этой стадии нагружения все точки сечения образца деформируются в основном упруго и зависимость между изгибающим усилием и стрелой прогиба имеет линейный характер. Напряжения по сечению также изменяются линейно

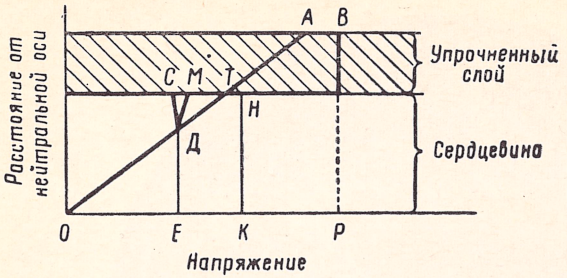


Рис. 38. Схема соотношений между напряжениями и механическими свойствами неоднородного по сечению образца при изгибе

в зависимости от расстояния рассматриваемой точки до нейтральной оси образца.

Во второй стадии, когда появляется заметная пластическая деформация в зоне, расположенной непосредственно под твердым поверхностным слоем измененного состава, стрела прогиба образца становится несоизмеримо больше упругой деформации. Пластическая деформация, развивающаяся в относительно малом объеме подслойной зоны, вызывает увеличение напряжений в упруго-деформированном твердом слое, что приводит к перегрузке последнего. Величина внешнего изгибающего момента, при котором происходит перегрузка поверхностно-насыщенного слоя, зависит от прочности сердцевины, подслойной зоны и самого слоя, а также от величины, знака и характера распределения по сечению остаточных напряжений первого рода, возникших в результате структурных и объемных изменений в процессе формирования поверхностного слоя.

Напряженное состояние неоднородного сечения в стадии развития пластической деформации от внешнего изгибающего момента без учета остаточных напряжений можно проанализировать по схеме, показанной на рис. 38. Рассмотрим поведение при изгибе двух поверхностно-упрочненных образцов, различающихся сопротивлением пластической деформации сердцевины. Отрезки *OE* и *OK* соответствуют пределу упругости сердцевины образцов, а отрезок *OP* — пределу прочности упрочненного слоя, который одинаков для обоих образцов. При действии внешней изгибающей нагрузки, пока распределение нормальных напряжений по всему сечению находится в пределах упругой деформации (прямая *OA*), в образце с более прочной сердцевиной не возникает пластической деформации, так как напряжения во всех точках сердцевины не достигают предела упругости (отрезок *OK*). В образце с менее прочной сердцевиной, при тех же напряжениях в упруго-деформированной части сечения (отрезок *OD*), напряжения в подслойной зоне (отрезок *CD*) превысят значение предела упругости (отрезок *OE*), вследствие чего здесь возникнет и начнет развиваться пластическая деформация. Напряжения по сечению этого образца будут примерно соответствовать ломаной линии *ODMTA*, для которой ход отрезка *DM* будет зависеть от коэффициента упрочнения сердцевины в начале пластической деформации. Из этого следует, что при изгибе неоднородных по сечению образцов с сердцевиной разной прочности максимальные напряжения, возникающие в наружных волокнах, одинаковы только до тех пор, пока в сердцевине образцов с меньшей прочностью не возникнет пластическая деформация. С момента возникновения пластической деформации равенство максимальных напряжений у разных образцов нарушается и при одинаковой стреле прогиба максимальные напряжения в поверхностном слое образца с менее прочной сердцевиной, окажутся значительно выше, чем у образца с более прочной сердцевиной. Влияние различия в коэффициентах упрочнения сердцевины аналогично влиянию прочности сердцевины.

Таким образом, пластическая деформация в подслойной зоне сердцевины при изгибе неоднородного по сечению образца способствует возрастанию максимальных напряжений в упрочненном слое. Если слой хрупкий, то при меньшей прочности сердцевины, в нем раньше возникнет трещина, которая играет роль острого надреза и является источником концентрации напряжений.

На третьем этапе процесса развития разрушения при изгибе происходят пластическая деформация сердцевины и всего образца, а также углубление трещины, возникшей в твердом слое. Эта стадия завершается разрушением образца.

При очень большой скорости распространения трещины перераспределение напряжений и разрушение образца может тормозиться пластической деформацией в подслойной зоне и сердцевине.

Поскольку борированный слой обладает очень высокой хрупкостью, а следовательно, и высокой скоростью распространения трещины, механические свойства подслойной зоны и сердцевины, и в частности запас пластичности оказывают основное влияние на прочность борированных деталей и характер разрушения.

Таблица 16

Механические свойства образцов[1] из стали 40ХС при растяжении

Образец	Термообработка	Твердость сердцевины, *HB*	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %
Неборированный	Нормализация	250—315	95—100	12—15	46—55
	Изотермическая закалка	444—477	160—170	10—12	40—50
Борированный, глубина слоя 0,12—0,16	—	250—315	70—80	1—2	2—4
	Высокий отпуск	260—310	80—90	10—12	30—35
	Изотермическая закалка	444—477	160—170	7—8	20—25
	Высокий отпуск и изотермическая закалка	444—477	165—170	7—8	25—28

[1] Образцы диаметром 6 мм.

Из табл. 16 и 17 следует, что электролизное борирование снижает прочность и особенно пластичность. Наиболее низкую прочность и хрупкое разрушение почти при полном отсутствии пластичности имеют образцы непосредственно после борирования, а также борированные образцы, подвергнутые поверхностной закалке ТВЧ без предварительного отпуска. Упрочняющая термообработка, объемная и поверхностная закалка повышают величину прочности почти до величины прочности неборированных образцов, подвергнутых аналогичной термообработке, однако пластичность не достигает исходных значений и ограничивает предельно реализуемую прочность. Наилучшее сочетание прочности и пластичности имеют борированные образцы, которые подвергают высокому отпуску, поверхностной закалке ТВЧ на глубину 2—3 мм и отпуску при 200°С. Изотермическая закалка борированных образцов также обеспечивает высокую прочность при удовлетворительной пластичности. Высокий отпуск перед изотермической закалкой значительно меньше сказывается на прочности и пластичности чем при закалке ТВЧ. При объемной закалке в масло прочность достигает высоких значений, а пластичность снижается, вследствие чего этот вид термообработки не следует применять для упрочнения борированных деталей.

Наблюдаемое снижение прочности и пластичности после электролизного

Таблица 17

Механические свойства образцов[1] при изгибе

Образец	Термообработка	Твердость *HB*		$\sigma_{из}$, кгс/мм²	Остаточный угол загиба φ°
		подслойной зоны	сердцевины		
Сталь 40ХС					
Неборированный	Изотермическая закалка	—	444—477	360	>50 не сломался
Борированный, глубина слоя 0,13—0,16 мм	Изотермическая закалка	477	444—477	320	18
	Высокий отпуск и изотермическая закалка	444—477	444—477	320	24
	—	315—350	250—315	190	20
	Закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 200° С	477	285—302	190	0—20
	Высокий отпуск, закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 200° С	477	285—302	320	30—80
Сталь 45Х					
Неборированный	Закалка в масло, отпуск при 420° С	430	430	350	40
		430—444	430	340	8—15
Борированный, глубина слоя 0,12—0,15 мм	Закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 200° С	477	285	165	1—2
	Высокий отпуск, закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск 200° С	477	285	320	15—25
Сталь 50					
Неборированный	Закалка ТВЧ на глубину 3,0 мм, отпуск при 350° С	444	285	350	30
		444	285	275	6—12
Борированный, глубина слоя 0,12—0,16 мм	Закалка ТВЧ на глубину 3,0 мм, отпуск, при 200° С	477	285	150	1—2
	Высокий отпуск, закалка ТВЧ на глубину 3,0 мм, отпуск при 200° С	477	285	320	15—25

[1] Диаметр 20 мм.

борирования обусловлено высокой хрупкостью борированного слоя, облегчающей условия образования трещин в последнем, а также низкой прочностью и пластичностью подслойной зоны вследствие значительной неоднородности ее структуры.

Высокая хрупкость борированного слоя и пониженная пластичность переходной зоны сохраняются при последующей поверхностной закалке ТВЧ, что при воздействии нагрузки приводит к образованию трещин, концентрации рабочих напряжений и, как следствие, к понижению прочности и пластичности борированных деталей. Пластическая деформация в мягкой сердцевине вызывает возникновение растягивающих напряжений в подслойной зоне, которые отрицательно сказываются на прочности борированных деталей. Высокий отпуск устраняет неоднородность структуры и напряженность подслойной зоны и существенно повышает прочность и пластичность борированных деталей, что особенно проявляется при последующей поверхностной закалке ТВЧ.

Усталостная прочность борированных деталей. Неоднородная прочность и неравномерное поле остаточных напряжений в сечении деталей, подвергнутых химико-термической обработке, еще в большей степени сказывается при воздействии циклических нагрузок и влияет на сопротивление усталостному разрушению.

Цементация и азотирование конструкционных сталей повышают усталостную прочность и уменьшают чувствительность к концентрации напряжений [2, 6, 8, 14, 17, 19, 33]. Вопрос о причинах повышения усталостной прочности в результате химико-термической обработки на протяжении многих лет является дискуссионным. В одних работах [19, 25] объясняют наблюдаемое повышение усталостной прочности более высокой прочностью поверхностного слоя. В других работах [2, 4, 8, 14] решающее значение придают остаточным напряжениям первого рода. Отсутствие единого объяснения механизма повышения выносливости в результате цементации, азотирования и других видов поверхностной обработки связано с большими трудностями исследования явлений, развивающихся в неоднородном сечении под действием циклических нагрузок.

По С. В. Серенсену [27] поверхностная химико-термическая обработка положительно влияет на выносливость благодаря повышению прочности и возникновению соответствующих остаточных напряжений, снижающих чувствительность к концентраторам напряжений. Процесс усталостного разрушения упрочненной детали в значительной мере характеризуется местом образования начальной усталостной трещины, поэтому такой подход к оценке выносливости деталей после химико-термической обработки представляется наиболее правильным. Механизм упрочнения при химико-термической обработке можно представить из сопоставления свойств слоя и сердцевины, остаточных напряжений а также свойств и напряжений в области возможного возникновения очага усталостного разрушения.

На поверхности азотированных и цементованных образцов возникают высокие сжимающие напряжения (40—80 кгс/мм²), которые по мере удаления от поверхности плавно уменьшаются и на границе с сердцевиной переходят в растягивающие напряжения относительно небольшой величины (10—15 кгс/мм²), действующие на участке, значительно превосходящем глубину упрочненного слоя.

Распределение остаточных напряжений зависит от свойств стали, режимов химико-термической обработки, а при наличии последующей термообработки и от режимов последней. Оно определяет область первоначальной пластической деформации и место зарождения очага усталостного разрушения.

В случае больших градиентов остаточных напряжений сжатия в пределах слоя максимальные растягивающие напряжения при приложении внешней нагрузки возникают под упрочненным слоем, причем по абсолютной величине они будут меньше напряжений от внешней нагрузки на поверхности образца или детали. Пластическая деформация, вызываемая максимальными растягивающими напряжениями, переносит очаг усталостного разрушения под упрочненный слой, и если там напряжения ниже, чем могли бы быть на поверхности неупрочненной детали, то усталостная прочность повышается. Чем выше прочность слоя и пластичность зоны, где возникает очаг усталостного разрушения, тем больше повышение усталостной прочности.

Отсутствие достоверных справочных данных о влиянии электролизного борирования и режимов последующей термообработки на усталостную прочность

Таблица 18

Предел выносливости при знакопеременном изгибе борированных и неборированных образцов диаметром 7,5 мм

Марка стали	Образец	Термообработка	Твердость сердцевины *HB*	Предел выносливости, кгс/мм²
50	Неборированный	Нормализация	230—285	30
	Борированный, глубина слоя 0,12—0,15 мм	—	285—315	23
		Отпуск при 650° С	240—260	28—30
45Х	Неборированный	Нормализация	260—302	40
	Борированный, глубина слоя 0,12—0,15 мм	—	285—302	30
		Закалка и отпуск	450	28
40ХС	Неборированный	Нормализация	265	40
		Изотермическая закалка	444	48
	Борированный, глубина, слоя 0,12—0,15 мм	—	285	30
		Отпуск при 650° С	265	40
		Отпуск при 650° С и изотермическая закалка	444	29
		Изотермическая закалка	444	28

не позволяет безошибочно определить целесообразность применения этого процесса для повышения срока службы деталей при циклических нагрузках в условиях интенсивного износа и правильно выбрать оптимальные режимы последующей термообработки.

Специальные исследования позволили количественно оценить влияние электролизного борирования и последующей термообработки на усталостную прочность среднеуглеродистых конструкционных сталей. Достоверность полученных данных подтверждена стендовыми испытаниями и длительной эксплуатацией деталей.

На усталостную прочность испытывали образцы диаметрами 7,5 и 20 мм из сталей 50, 40ХС и 45Х, борированные с последующей термообработкой по разным режимам и без нее. Для сравнения аналогичным испытаниям подвер-

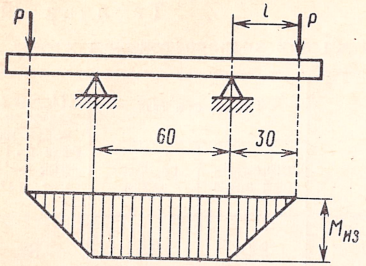


Рис. 39. Схема нагружения и эпюра моментов при испытании образцов ∅20 мм на усталость при асимметричном изгибе

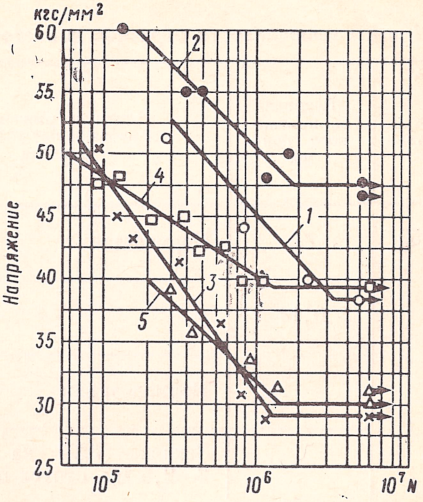


Рис. 40. Усталостные кривые образцов ∅7,5 мм из стали 40ХС при знакопеременном симметричном изгибе.

Образцы неборированные:

1 — нормализованные; *2* — с изотермической закалкой.

Образцы борированные:

3 — без термообработки; *4* — с отпуском при 650° С; *5* — с изотермической закалкой

гали неборированные образцы. Поверхностной закалке ТВЧ подвергали только образцы диаметром 20 мм. Параллельно с усталостной прочностью определяли величину и характер распределения остаточных напряжений в поверхностном слое.

Сопоставление результатов испытаний со значениями коэффициентов линейного расширения борированного слоя и сердцевины, а также хрупкости борированного слоя позволило объяснить механизм усталостного разрушения борированных деталей при разных термообработках и выявить особенности влияния борирования на сопротивление усталости.

Образцы диаметром 7,5 мм испытывали при знакопеременном симметричном изгибе с частотой перемен нагрузки 3000 циклов в 1 мин. По результатам испытания каждой серии образцов на четырех-пяти уровнях напряжений были построены усталостные кривые и определен предел выносливости на базе $5 \cdot 10^6$ циклов (табл. 18).

Образцы диаметром 20 мм испытывали при изгибе в одной плоскости по асимметричному знакопостоянному циклу с коэффициентом асимметрии 0,5. Испытания проводили на гидравлической машине (50 тс) с пульсатором при частоте перемен нагрузки 660 циклов в 1 мин. По результатам испытаний определяли предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов. К образцам прикладывали сосредоточенную нагрузку через планку, опирающуюся на ножи, расположенные на расстоянии 30 мм от призматических опор. Схема нагружения и эпюра изгибающих моментов по длине образца приведены на рис. 39.

На рис. 40 даны усталостные кривые образцов диаметром 7,5 мм из стали 40ХС. Усталостные кривые образцов из сталей 50 и 45Х имеют аналогичный характер.

В табл. 19 приведены значения пределов выносливости образцов диаметром 20 мм на базе $2 \cdot 10^6$ циклов при асимметричном знакопостоянном изгибе; усталостные кривые для этих образцов — на рис. 41.

Предел выносливости образцов диаметром 7,5 мм при знакопеременном изгибе после борирования примерно на 25% меньше предела выносливости неборированных образцов в нормализованном состоянии. Предел выносливости закаленных борированных образцов остается таким же, как у образцов непосредственно после борирования ($\sigma_{-1}=28 \div 30$ кгс/мм²), что в 1,7 раза меньше, чем закаленных неборированных образцов.

Объемная закалка после борирования уменьшает срок службы при перегрузках, т. е. увеличивает чувствительность к перегрузкам. Высокий отпуск после

Таблица 19

Предел выносливости образцов диаметром 20 мм при знакопостоянном изгибе

Марка стали	Глубина борированного слоя, мм	Режим термической обработки после борирования	Твердость *HB*		Предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов, кгс/мм²
			подслойной зоны	сердцевины	
50	—	Нормализация	245	245	32
	0,14	—	285—302	245	25
		Нормализация	269	245	30
	—	Закалка ТВЧ на глубину 2—2,5 мм, отпуск при 300° С	495	245	62
	0,13—0,15		495	245	32
		Нормализация, закалка ТВЧ на глубину 2—2,5 мм, отпуск при 300° С	495	245	57
45Х	—	Закалка в масло, отпуск при 420° С	415	415	55
	0,1—0,15		415	415	28
	0,12—0,15	Закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 200° С	495	285	40
		Отпуск при 650° С, закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 200° С	495	285	62
	—	Изотермическая закалка	444	444	63
	—		444	444	33
40ХС	0,14—0,16	Закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 200° С	495	285	47
		Закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 450° С	444	285	53
		Отпуск при 650° С, закалка ТВЧ на глубину 2,5 мм, отпуск при 200° С	495	285	63

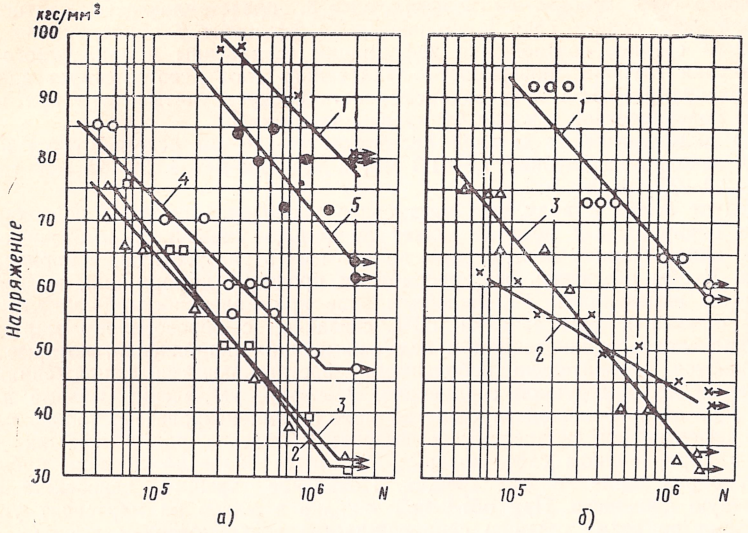


Рис. 41. Усталостные кривые образцов ∅20 мм при знакопостоянном асимметричном изгибе:
а — сталь 50; *б* — сталь 45Х; *1* — образцы неборированные с закалкой ТВЧ. Образцы борированные: *2* — без термообработки; *3* — с закалкой в масло; *4* — с закалкой ТВЧ; *5* — с отпуском при 650° С и последующей закалкой ТВЧ

борирования повышает сопротивление усталости и абсолютное значение предела выносливости достигает значения предела выносливости неборированной стали в нормализованном состоянии.

Поверхностная закалка ТВЧ образцов диаметром 20 мм на глубину 2,5—3 мм с последующим низким отпуском повышает усталостную прочность борированной стали. Однако при отсутствии предварительного высокого отпуска срок службы при перегрузках и предел выносливости борированных образцов все еще меньше чем у неборированных образцов. Усталостная прочность увеличивается в результате проведения после борирования комплексной термообработки: отпуска при 650°С в течение 3 ч, поверхностной закалки ТВЧ и отпуска при 200—250°С в течение 3 ч.

Положительное влияние высокого отпуска после борирования на усталостную прочность связано с изменением напряженного состояния в подслойной зоне.

Более высокие значения предела выносливости поверхностно-закаленных борированных образцов, чем после объемной закалки, свидетельствуют о том, что усталостная прочность увеличивается не столько за счет повышения прочности подслойной зоны и сердцевины, сколько за счет создаваемого благоприятного распределения остаточных напряжений по сечению образца или детали с сжимающими напряжениями у поверхности и в зоне, расположенной за борированным слоем.

Сопоставление данных по износостойкости и прочности при статических и циклических нагрузках показывает, что поверхностная закалка после предварительного высокого отпуска обеспечивает оптимальное сочетание всех служебных свойств борированных деталей. Поэтому такой термообработке рекомендуется подвергать нагруженные борированные детали из среднеуглеродистой и легированной конструкционной стали.

Глубина поверхностно-закаленного слоя влияет на остаточные сжимающие напряжения и, следовательно, на усталостную прочность [15]. В начале с увеличением глубины закалки ТВЧ сжимающие напряжения и предел выносливости увеличиваются, а затем уменьшаются. При выборе величины поверхностно-

закаленного слоя исходят из коэффициента β, представляющего соотношение площадей закаленного слоя и сердцевины Коэффициент β одновременно характеризует и среднее соотношение деформаций сердцевины и закаленного слоя. Оптимальная глубина поверхностно-закаленного слоя соответствует значению коэффициента $\beta = 0{,}6 \div 1$. Эту закономерность следует учитывать и при выборе глубины поверхностной закалки борированных деталей.

Для цилиндрических деталей диаметром 14—16 мм рекомендуется поверхностная закалка на глубину 1,6—1,8 мм, а при диаметре 20—25 мм соответственно 2,0—2,7 мм и т. д.

Следует иметь в виду, что чрезмерное увеличение глубины поверхностной закалки борированных деталей может не только уменьшить остаточные сжимающие напряжения у поверхности, но и вызвать растрескивание борированного слоя. Чтобы объяснить это, рассмотрим процессы деформации, вызываемые объемными изменениями в подслойной зоне при поверхностной закалке. Увеличение объема в зоне закалки ТВЧ, связанное с образованием мартенсита, сопровождается возникновением в нем сжимающих напряжений, которые уравновешиваются сравнительно небольшими растягивающими напряжениями в пластически деформируемой сердцевине. Вероятно, увеличение объема в закаленной зоне очень большой глубины не может компенсироваться только пластической деформацией сердцевины и вызовет появление растягивающих напряжений в борированном слое, которые, достигнув значений предела прочности, вызовут образование в нем трещин. Появление трещин неизбежно снизит усталостную прочность. При объемной закалке в масло на мартенсит увеличение объема по всему сечению сопровождается возникновением высоких растягивающих напряжений в борированном слое, которые разрушают его, вызывая растрескивание и образование сколов. Эти дефекты на поверхности в совокупности с растягивающими напряжениями являются причиной резкого понижения усталостной прочности борированных образцов, подвергнутых объемной закалке.

Результаты экспериментального определения остаточных напряжений в поверхностных слоях борированных образцов с разной термообработкой подтвердили справедливость высказанных положений.

Остаточные напряжения в борированных образцах и связь с усталостной прочностью. Остаточные напряжения определяли по методу, основанному на измерении деформаций, возникающих в цилиндрическом образце при постепенном стравливании металла с полуцилиндрической поверхности образца, погруженного в электролит до осевой плоскости. Цилиндрический образец диаметром 20 мм и длиной 150 мм помещали в ванну с электролитом над полуцилиндрическим катодом так, что зеркало ванны совпадало с осевой плоскостью образца и в растворе оказывалась только его нижняя полуцилиндрическая поверхность. При одностороннем электролитическом стравливании металла нарушалось механическое равновесие остаточных напряжений и образец изгибался. Деформация измерялась тензометрическим датчиком сопротивления, наклеенным на поверхность образца, не подвергающуюся травлению. Для замера деформаций использовали мостовую схему, состоящую из рабочего и термокомпенсационного датчиков и двух плеч сравнения. До начала проведения опыта производили тарировку датчика при изгибе образца, по результатам которой строили тарировочную кривую в координатах показания миллиамперметра *(мА)* — деформации *(е)*. В качестве электролита использовали раствор, состоящий из 50 г поваренной соли и 100 г сернокислого цинка на 1 л дистиллированной воды. По мере стравливания металла, через определенные промежутки времени производили отсчет показаний тензометра, ток электролиза выключали и измеряли диаметр образца. Таким образом определяли толщину растворившегося слоя. Остаточные напряжения в сечениях, расположенных на разном расстоянии от поверхности, рассчитывали по формулам, приведенным в работе [12].

По полученным результатам были построены эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое борированных образцов до и после термообработки.

В качестве примера на рис. 42 приведены эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое борированных образцов из стали 40ХС. Характер эпюр зависит от режима последующей термообработки и во всех случаях

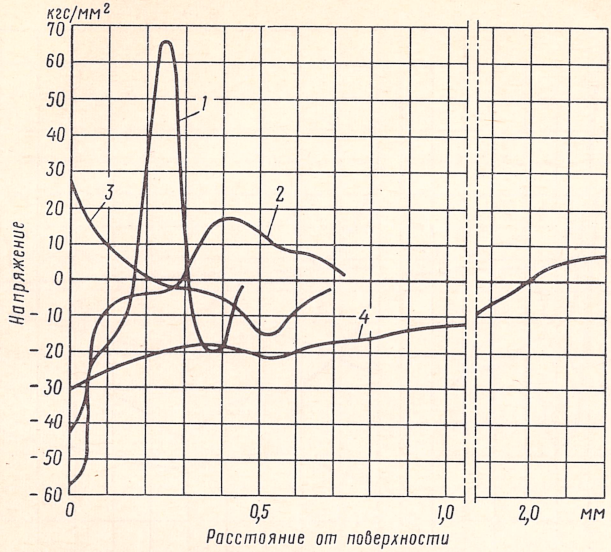


Рис. 42. Остаточные напряжения в поверхностном слое борированных образцов:

1 — без термообработки; *2* — отпуск при 650° С; *3* — изотермическая закалка; *4* — закалка ТВЧ

отличается от эпюр азотированной и цементированной стали. На распределение остаточных напряжений по сечению борированного образца существенно влияет структурное состояние подслойной зоны.

Ниже приведены выводы, сделанные из анализа этих эпюр.

1. На поверхности образцов, охлажденных после борирования на воздухе как до, так и после высокого отпуска, возникают сжимающие напряжения, величина которых достигает 40—55 кгс/мм². Особенностью эпюры борированных образцов без высокого отпуска является наличие пика растягивающих напряжений в подслойной зоне, достигающих на глубине около 0,15—0,20 мм от поверхности значений 65 кгс/мм² и локализующихся на очень ограниченном участке протяженностью 0,1—0,2 мм. При наложении напряжения от внешней нагрузки, соответствующего пределу выносливости нормализованной неборированной стали, на эпюру остаточных напряжений борированного образца (рис. 43) напряжения в подслойной зоне возрастают до 90—100 кгс/мм², что при значительной неоднородности и малой пластичности этой зоны вызывает быстрое разрушение образца. Такой характер напряженного состояния является основной причиной понижения усталостной прочности после борирования. Высокий отпуск после борирования снижает пик растягивающих напряжений с 65 до 18 кгс/мм² и увеличивает область их действия более чем в 2 раза.

Благодаря происшедшему перераспределению остаточных напряжений максимальные растягивающие напряжения при приложении внешних напряжений, равных пределу выносливости неборированной нормализованной стали, будут примерно вдвое меньше, чем у борированных образцов без высокого отпуска. Этим и объясняется более высокое значение предела выносливости. Однако из-за того, что абсолютные значения растягивающих напряжений в подслойной зоне все еще достаточно высоки, сохраняется повышенная чувствительность к перегрузкам. Поэтому рабочие напряжения, сравнительно немного превышающие предел выносливости, вызывают разрушение после небольшого числа циклов.

2. Поверхностная закалка борированных образцов после высокого отпуска резко изменяет характер эпюры остаточных напряжений. Сам борированный

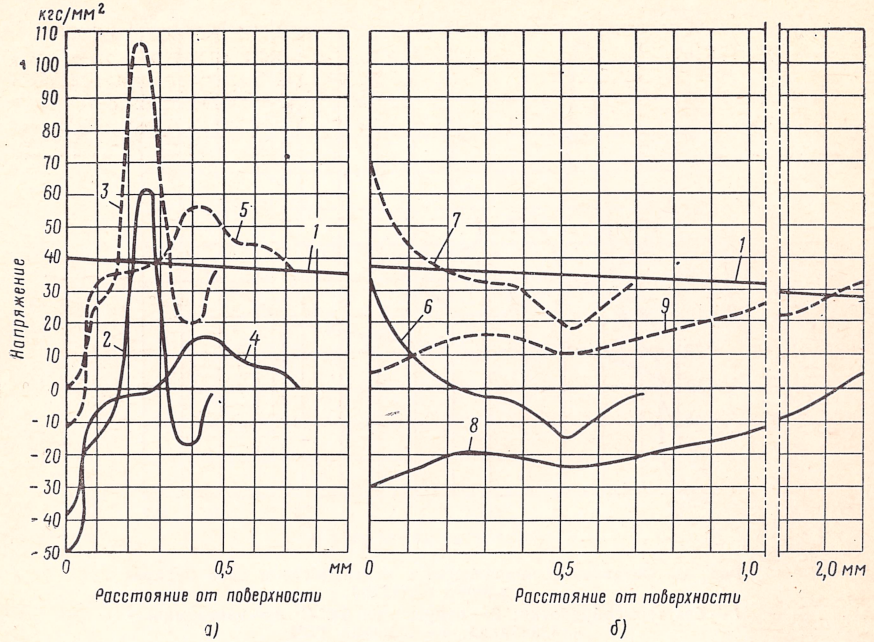


Рис. 43. Напряжения в поверхностном слое борированных образцов при циклическом нагружении:

1 — рабочее напряжение; *2* — остаточные напряжения в образцах без термообработки; *3* — суммарные напряжения в тех же образцах; *4* — остаточные напряжения в образцах после отпуска при 650° С; *5* — суммарные напряжения в тех же образцах; *6* — остаточные напряжения в образцах после изотермической закалки; *7* — суммарные напряжения в тех же образцах; *8* — остаточные напряжения в образцах; после закалки ТВЧ; *9* — суммарные напряжения в тех же образцах

слой при закалке не претерпевает никаких фазовых превращений. В закаленной зоне под борированным слоем образуется мартенсит, который из-за большого удельного объема растягивает сердцевину, в результате чего в ней возникают растягивающие напряжения. Так как борированный слой, являясь как бы жестким каркасом, препятствует увеличению объема закаленного слоя, то, казалось бы, в нем должны возникнуть растягивающие напряжения. Однако глубина борированного слоя на порядок меньше глубины закаленного слоя, и вследствие этого происходит некоторое перераспределение напряжений. В результате сжимающие напряжения на поверхности несколько уменьшаются (с 40—55 до 30 кгс/мм²), а протяженность действия сжимающих напряжений порядка 10—15 кгс/мм² достигает 2 мм, т. е. почти по всему поверхностно-закаленному слою. Полностью исчезает пик растягивающих напряжений под борированным слоем. Такой характер эпюры остаточных напряжений приводит к тому, что при наложении внешнего поля напряжений такой же величины, как рассматривалась выше, зона максимальных растягивающих напряжений смещается в глубь образца, их величина значительно уменьшется, чем и объясняется наблюдаемое повышение предела выносливости и уменьшение чувствительности к перегрузкам. Поверхностные трещины, образующиеся при поверхностной закалке и под действием циклических нагрузок, играют роль концентраторов напряжений и не дают полностью реализовать эффект поверхностной закалки. Поэтому предел выносливости поверхностно-закаленных борированных образцов ниже, чем поверхностно-закаленных неборированных образцов. Тем не менее остаточные сжимающие напряжения в слое и под ним блокируют трещины, ослабляют их вредное действие и тормозят развитие при циклических нагрузках. Следовательно, высокое значение предела выносливости поверхност-

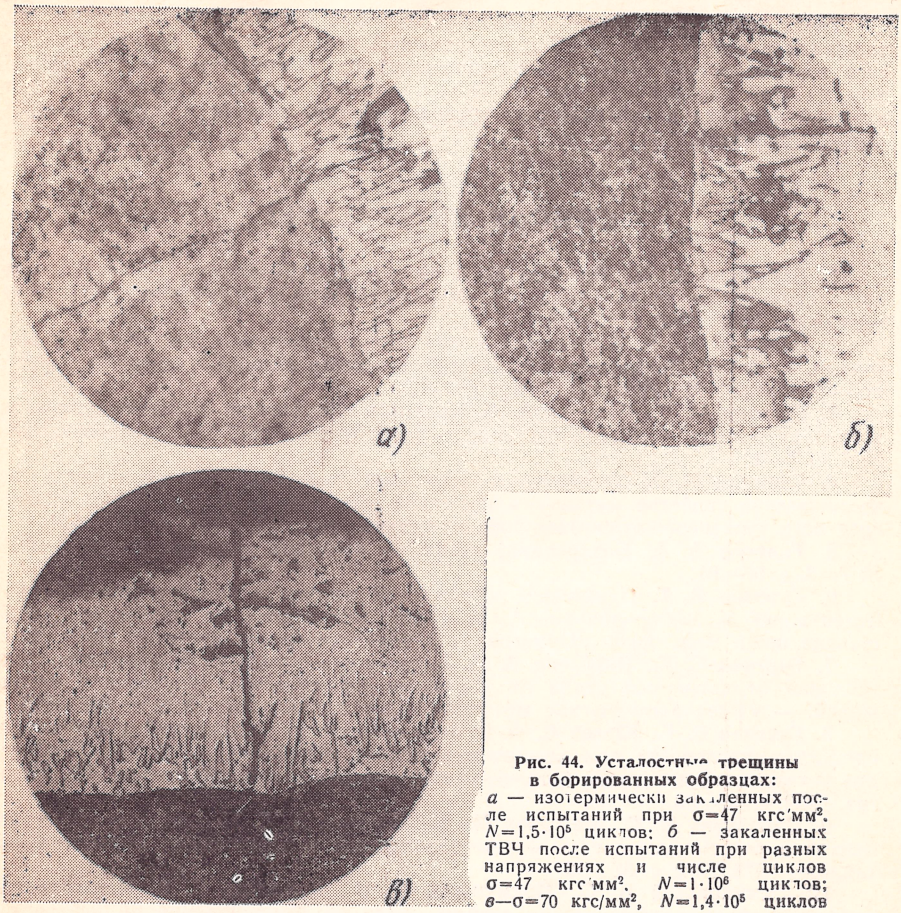


Рис. 44. Усталостные трещины в борированных образцах:
а — изотермически закаленных после испытаний при $\sigma=47$ кгс/мм², $N=1{,}5\cdot10^5$ циклов; *б* — закаленных ТВЧ после испытаний при разных напряжениях и числе циклов $\sigma=47$ кгс/мм², $N=1\cdot10^6$ циклов; *в* — $\sigma=70$ кгс/мм², $N=1{,}4\cdot10^5$ циклов

но-закаленных борированных образцов, даже при поверхностных трещинах, обусловлено остаточными сжимающими напряжениями на поверхности к благоприятным их распределением по сечению.

3. Закалка борированных образцов по всему сечению, в том числе и изотермическая, сопровождается возникновением в слое остаточных растягивающих напряжений, которые у поверхности достигают примерно 30 кгс/мм². По мере удаления от поверхности их величина уменьшается и на расстоянии около 0,3 мм от поверхности они переходят в сжимающие. Поверхностные трещины в сочетании с растягивающими остаточными напряжениями являются причиной низкой усталостной прочности и повышенной чувствительности к перегрузкам.

Исследования показали, что величина напряжения и число перемен нагрузок, при которых трещины в борированном слое получают развитие, переходят в сердцевину и вызывают разрушение образца, зависят от вида термообработки.

В случае изотермической закалки циклический изгиб при напряжении 47 кгс/мм² вызывает развитие и углубление трещины в сердцевину на 0,4—0,6 мм уже после $150\cdot10^3$ циклов (рис. 44, *а*). При том же напряжении в поверхностно-закаленных борированных образцах даже после $1\cdot10^6$ циклов трещины не получают развития и не переходят в сердцевину (рис. 44, *б*). Углубление трещины из борированного слоя в сердцевину на 0,1 мм при напряжении 70 кгс/мм² наблюдается после 100 и более тысяч циклов (рис. 44, *в*).

Таким образом, наиболее высокая усталостная прочность борированных деталей после отпуска при 650°С и последующей поверхностной закалки объясняется возникновением сжимающих напряжений на поверхности и в подслойной зоне на всей глубине закаленного слоя, которые снижают напряжения от внешней нагрузки и нейтрализуют вредное действие трещин и других поверхностных дефектов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бабушкин Б. В., Поляков Б. З.** Остаточные напряжения в стали после насыщения бором из расплавов. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1973, № 8, с. 27—30.

2. **Балашов Б. Ф.** Азотирование, как метод повышения прочности деталей машин. — В кн.: Повышение усталостной прочности деталей машин поверхностной обработкой. М., Машгиз, 1952, с. 64—82.

3. **Блантер М. Е., Беседин М. П.** Кинетика образования борированного слоя в сплавах железа. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1955, № 6, с. 3—9.

4. **Гликман Л. А.** Устойчивость остаточных напряжений и их влияние на механические свойства металла и прочность изделий. — В кн.: Труды Ленинградского инженерно-экономического института, вып. 13, 1956, с. 145—201.

5. **Говоров А. А.** Борирование стали. — «Вестник машиностроения», 1944, № 7—8, с. 56—61.

6. **Гуревич Б. Г.** Повышение усталостной прочности конструкционной стали цементацией и азотированием. Автореферат диссертации на соискание ученой степени канд. техн. наук. Ленинградский политехнический институт, 1950, 25 с.

7. **Гуревич Б. Г., Пирогова В. А.** Зависимость усталостной прочности электролизно борированной стали от характера распределения внутренних напряжений. — «Физико-химическая механика материалов», 1967, № 6, с. 693—695.

8. **Гуревич Б. Г., Юрьев С. Ф.** О роли остаточных напряжений в повышении предела выносливости при химико-термической обработке. — В кн.: Повышение усталостной прочности деталей машин поверхностной обработкой. М., Машгиз, 1952, с. 43—63.

9. **Дукаревич И. С., Можаров М. В., Шигаров А. С.** Перераспределение элементов в борированном слое. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1973, № 2, с. 62—66.

10. **Замиховский В. С., Похмурский В. И., Карпенко Г. В.** Исследование некоторых физико-механических свойств стали 45, борированной по различным методам и режимам. — «Физико-химическая механика материалов», 1968, № 1, с. 39—41.

11. **Замиховский В. С.** Выносливость стали с разным содержанием углерода после диффузионного борирования. — «Физико-химическая механика материалов», 1968, № 3, с. 368—369.

12. **Карпенко Г. В., Рябов Б. Ф., Луциев М. Ф.** Методика определения остаточных осевых напряжений в поверхностных слоях металла. — «Физико-химическая механика материалов», 1966, № 1, с. 3—9.

13. **Кугель Р. В. и Зинович И. С.** Применение борирования для повышения износостойкости деталей тракторных гусениц. — В кн.: Процессы упрочнения поверхности деталей машин. М., «Наука», 1964, с. 78—82.

14. **Кудрявцев И. В.** Внутренние напряжения, как резерв прочности в машиностроении. М., Машгиз, 1951, 278 с.

15. **Кутковский С. И.** Усталостная прочность при индукционной закалке углеродистой стали. — В кн.: Некоторые вопросы усталостной прочности стали. М., Машгиз, 1953, с. 40—67.

16. **Ляхович Л. С., Ворошнин Л. Г.** Борирование стали. М., «Металлургия», 1967, 119 с.

17. **Минкевич А. Н.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М., «Машиностроение», 1965, 490 с.

18. **Мокин Н. И.** Цементация железа бором. — В кн.: Известия сибирского института металлов. Т. I, 1934, с. 173.

19. **Мороз Л. С., Шураков С. С.** Проблема прочности цементованной стали. Л., ЦНИИ Минтрансмаш, 1947, 225 с.

20. **Мыльников Г. В.** Исследование износостойкости цилиндровых втулок и поршней буровых насосов. — «Нефтяное хозяйство», 1957, № 1, с. 36—39.

21. **Ногтев Н. Н., Рагозин Ю. М.** Электролизное борирование в борном ангидриде. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1962, № 12, с. 49—50.

22. **Повышение** износостойкости и срока службы деталей путем электролизного борирования. ЛДНТП, 1966, 32 с. Авт.: Б. Г. Гуревич, М. А. Балтер, В. А. Пирогова и И. С. Дукарович.

23. **Похмурский В. И.** Выносливость сталей и сплавов после их диффузионного насыщения. — «Физико-химическая механика материалов». 1960, № 5, с. 569—574.

24. **Пчелкина М. А., Лахтин Ю. М.** Газовое борирование в среде треххлористого бора. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1960, № 7, с. 40—42.

25. **Ратнер С. И., Захаров И. И.** К вопросу о повышении предела усталости методом поверхностного наклепа. — «Заводская лаборатория», 1948, № 10, с. 1241—1246.

26. **Самсонов Г. В., Марковский Л. Я.** Химия боридов. — «Успехи химии». Т. 25, 1956, № 2, с. 190—241.

27. **Серенсен С. В.** Сопротивление усталости в связи с упрочнением и конструктивными факторами. — В кн.: Повышение прочности деталей машин поверхностной обработкой. М., Машгиз, 1952, с. 5—28.

28. **Скугорова Л. П., Нечаев А. И.** Исследование процесса газового борирования. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1973, № 11, с. 61—62.

29. **Таран В. Д., Скугорова Л. П.** Поверхностное борирование низколегированных сталей. — «Металловедение и обработка металлов», 1957, № 6, с. 43—47.

30. **Таран В. Д., Скугорова Л. П.** Борирование, как способ упрочнения шарошечных долот. — «Вестник машиностроения», 1957, № 5, с. 62—65.

31. **Фридман Я. Б.** Механические свойства металлов. М., Оборонгиз, 1952, 555 с.

32. **Чижевский Н. П.** Цементация железа бором. — «Журнал русского металлургического общества», Т. 4, ч. 19, 1915, с. 645—647.

33. **Юргенсон А. А.** Азотирование в энергомашиностроении. Свердловск — Москва, Машгиз, 1962, 131 с.

34. **Юткин Г. И.** О механизме электролизного борирования. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1971, № 8, с. 42—45.

35. **Corroll K. G., Darken L. S., Filer E. W., Zwell L. A.** New Iron Borocarbide. — „Nature", Vol. 174, 1954, p. 978—979.

36. **Kiessling R.** The Borides of Some Transition Elements. — „Acta chem. Scand", 1950, Vol. 4, № 2, p. 209.

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие 3

Бор, процессы борирования и свойства борированного слоя . . . 5

Краткие сведения о боре и боридах железа 5
Методы поверхностного насыщения стали бором 5
Структура и свойства борированного слоя 10

Оборудование, материалы и технология электролизного борирования . 19

Установки электролизного борирования 19
Выбор технологических параметров электролизного борирования . . . 23
Приготовление расплава и подготовка установок для электролизного борирования 29
Приспособления, подготовка и борирование деталей 31
Удаление с поверхности деталей застывшей буры и осадка аморфного бора 33
Контроль качества борированного слоя 34

Термообработка борированных деталей и методы контроля 35

Износостойкость борированных деталей 42

Прочность борированных деталей 57

Список литературы 70

Берта Генриховна Гуревич,
Евгения Александровна Говязина

ЭЛЕКТРОЛИЗНОЕ БОРИРОВАНИЕ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

Редактор издательства **И. Н. Жесткова**

Технический редактор **А. И. Захарова.** Корректор **А. М. Усачева.**
Обложка художника **Л. С. Вендрова**

Сдано в набор 3/X 1975 г. Подписано к печати 12/XII 1975 г. Т-20843.
Формат 60×90 1/16. Бумага типографская № 2 Усл. печ. л. 4,5 Уч.-изд. л. 6,1
Тираж 11000 экз. Заказ № 1516. Цена 32 коп.

Издательство «Машиностроение» 107885, Москва, Б-78, 1-й Басманный пер., 3.
Московская типография № 32 Союзполиграфпрома при Государственном комитете Совета Министров СССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли.

72

32 коп.



«МАШИНОСТРОЕНИЕ»