

Российская академия наук

**С.А. Соловьев, В.В. Иванайский, А.В. Ишков,
Н.Т. Кривочуров, В.П. Лялякин, В.Ф. Аулов**

**ИЗНОСОСТОЙКИЕ
КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ
ДЛЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ
СЕЛЬХОЗМАШИН**

Москва
2019

УДК 61.3:539.4
ББК 40.72:22.251
И 33

Авторы:

С.А. Соловьев, В.В. Иванайский, А.В. Ишков,
Н.Т. Кривочуров, В.П. Лялякин, В.Ф. Аулов

Рецензенты:

Голубев И.Г., д-р.т.н., профессор;
Юдин В.М., д-р.т.н., профессор.

И 33 Износостойкие композиционные покрытия для рабочих органов сельхозмашин / С.А. Соловьев, В.В. Иванайский, А.В. Ишков, Н.Т. Кривочуров, В.П. Лялякин, В.Ф. Аулов – Москва: РАН, 2019. – 187 с.: ил.

ISBN 978-5-907036-41-3

Для повышения ресурса различных деталей и узлов сельхозмашин, работающих в условиях интенсивного абразивного износа, их изнашиваемые участки часто упрочняются посредством использования высокочастотного электромагнитного поля (индукционной наплавкой), а в качестве защитного износостойкого слоя в технологическом процессе применяются порошковые материалы, по химическому составу представляющие собой многокомпонентные (композитные) системы Fe-Cr-C-B, Fe_nB-Fe-B и др.

В научном издании приведены краткий обзор современного состояния применения твердосплавных и боридных покрытий для упрочнения деталей машин и технологий их нанесения, теоретическое обоснование использования разработанных авторами новых износостойких композиционных покрытий и оригинальных технологий получения (ТВЧ-наплавка, скоростное ТВЧ-борирование и др.), результаты экспериментального исследования покрытий и упрочненных ими деталей, а также конкретные производственно-практические рекомендации по упрочнению отдельных рабочих органов сельхозмашин.

Предназначено для научных работников, преподавателей, аспирантов и студентов вузов, ведущих специалистов сельхозмашиностроительных, ремонтных и сервисных предприятий АПК (конструкторы, гл. технологи, нач. цехов, участков).

ISBN 978-5-907036-41-3

© Соловьев С.А., Иванайский В.В.,
Ишков А.В., Кривочуров Н.Т.,
Лялякин В.П., Аулов В.Ф., 2019

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	5
---------------	---

Глава 1 МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ НА КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ.....	7
--	----------

1.1 Анализ состояния вопроса. Влияние бора на свойства конструкционных сталей.....	7
1.2 Механизмы микролегирования конструкционных сталей бором	8
1.3 Влияние бора на свойства отдельных сталей.....	12
1.4 Особенности фазообразования при микролегировании сталей бором.....	14
1.5 Теоретическое обоснование возможности получения пластичных боридных покрытий на поверхностях деталей сложной формы.....	17
1.5.1 Кристаллохимические свойства соединений бора, образующихся в боридных покрытиях	18
1.5.2 Бориды железа: термодинамика образования, структура, свойства.....	19
1.5.3 Диффузионное борирование сталей.....	25
1.5.4 Строение диффузионных боридных покрытий	27
1.5.5 Высокоэнергетические способы и технологии повышения пластичности диффузионных боридных покрытий.....	29
1.6 Агротехнологические причины упрочнения интенсивно изнашиваемых деталей.....	34
1.7 Основные факторы, влияющие на формирование упрочняемого покрытия.....	36
1.8 Физико-химическое моделирование металлургических процессов сварки и наплавки.....	39
1.9 Моделирование тепловых процессов при нагреве многослойного материала с фазовым переходом в одном из слоев.....	45
1.10 Моделирование процесса индукционной наплавки деталей переменного сечения.....	54
1.11 Исследование металлургических процессов индукционной наплавкой.....	63

Глава 2 МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ.....	67
--	-----------

2.1 Порошковые хромистые чугуны ПГ и смеси ПС	67
для индукционной наплавки.....	67
2.2 Флюсы для индукционной наплавки.....	70
2.3 Прокат сталей, упрочняемых индукционной наплавкой.....	74

Глава 3 МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАГРЕВА УПРОЧНЯЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ ШИХТЫ, СТРУКТУРЫ И СОСТАВА УПРОЧНЕНИЯ СЛОЯ.....	76
---	-----------

3.1 Определение температуры плавления флюса.....	76
3.2 Методика определения температуры нагрева и плавления частиц высокохромистого чугуна.....	78
3.3 Разработка нового метода измерения температуры плавления наплавочной шихты.....	79
3.4 Влияние кислотно-основных свойств флюсов на структуру хромистых чугунов.....	81
3.5 Контроль тепловложения при индукционной наплавке.....	85

Глава 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ УПРОЧНЯЕМОГО ПОКРЫТИЯ.....	88
4.1 Экспериментальное исследование образование температурных полей на упрочняемых поверхностях деталей.....	88
4.2 Особенности плавления наплавочной шихты на лезвии рабочего органа.....	90
4.3 Процесс кристаллизации высоколегированного хромистого заэвтектического чугуна.....	92
4.4 Выбор конструкционной стали для индукционной наплавки.....	95
4.5 Влияние повышенной частоты на нагрев наплавочной шихты.....	98
4.6 Переплав износостойкого покрытия угольным электродом.....	101
4.7 Влияние инокулирующих частиц на структуру и свойства износостойкого покрытия.....	107
4.8 Формирование износостойкого покрытия совместным индукционным и электроискровым упрочнением.....	114
 Глава 5 ХИМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ.....	 120
5.1 Исследования влияния борана структуру и свойства боридных покрытий системы Fe _n B-Fe-B.....	120
5.2. Индукционная наплавка шихты с карбидом бора на углеродистую сталь.....	133
 Глава 6 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ УПРОЧНЕНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННЫХ МАШИН.....	 137
6.1 Повышение эксплуатационного ресурса плоскорежущих рабочих органов сельскохозяйственных машин.....	137
6.2 Технологический процесс одновременной наплавки упрочняющих материалов и закалки деталей.....	140
6.3 Технология упрочнения длинномерных рабочих органов.....	145
сельскохозяйственных машин.....	145
6.4 Полевые испытания упрочненных стрелчатых лап.....	150
6.5 Влияние технологических факторов на износ поверхностно-упрочненных стрелчатых лап.....	155
6.6 Опыт упрочнения долот лемехов наплавкой электродами с борсодержащей обмазкой.....	159
 Глава 7 РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ОРГАНИЗАЦИИ УЧАСТКОВ ПРОЦЕССА ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ РАБОЧИХ ОРГАНОВ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННЫХ МАШИН.....	 164
7.1 Организация участков по упрочнению деталей индукционной наплавкой.....	164
7.2 Экономическая эффективность индукционной наплавки рабочих органов сельскохозяйственных машин.....	166
 Заключение.....	172
Библиографический список.....	173

ВВЕДЕНИЕ

При эксплуатации горно-обогатительного и металлургического оборудования, рабочих органов землеройных и сельскохозяйственных машин ежегодные потери металла составляют сотни тысяч тонн в результате абразивного износа [1-4].

Для повышения ресурса деталей и узлов, работающих в условиях интенсивного абразивного износа, их изнашиваемые участки упрочняются индукционной наплавкой. Один из перспективных и недостаточно изученных способов упрочнения – это индукционная наплавка с использованием порошковых материалов систем Fe-Cr-C, Fe-Cr-C-B, FeB-Fe-B и др. Исследованием этого процесса занимались Ткачев В.Н., Тененбаум М.М., Сидоров А.И. и др. [5-14].

В процессе формирования износостойкого сплава на упрочняемой поверхности конструкционных и низколегированных сталей образуется химическая и структурная неоднородность, в которой относительная износостойкость ее структурных зон изменяется от 0,55 до 1,0 относительно друг друга [15-18].

Одним из направлений повышения эксплуатационной долговечности и надежности рабочих органов сельскохозяйственных машин является решение комплексной задачи, состоящей в создании электрофизических, химических и технологических основ управления структурой и свойствами износостойких покрытий из хромистых чугунов и смесей механических типа «ПС», сформированных индукционной наплавкой [19].

Важнейшая ее часть – это формирование на поверхности деталей износостойкого слоя, работающего в условиях интенсивного знакопеременного абразивного и ударно-абразивного изнашивания. Для этого могут с успехом применяться металлосберегающие технологии индукционного упрочнения. Поэтому не случайно в последние годы значительно активизировались исследования в области индукционной наплавки за рубежом [20-21].

Следует отметить, что в настоящее время, только на Украине, в Белоруссии, странах Евросоюза и США, в Китае в производстве автомобилей и тракторов, почвообрабатывающих механизмов, деталей железнодорожной техники и других отраслях машиностроения, 90-95% всех наплавочных работ выполняется с помощью индукционной наплавки.

Проведенный анализ условий эксплуатации рабочих органов, упрочненных индукционной наплавкой, показал, что их преждевременный износ происходит из-за образования неоднородной структуры по сечению слоя при наплавке хромистых чугунов и смесей механических типа «ПС» на углеродистые или низколегированные стали [16, 17, 19, 22].

С другой стороны, эффективность производства и качество продукции неразрывно связаны с проблемой полного использования возможностей, которые заложены в упрочняемых материалах и технологиях их нанесения на конструкционные стали. В связи с этим актуально исследование влияния физических, химических и технологических приемов или их комплексного

воздействия на строение, структуру, фазовый состав в системах Fe-Cr-C, Fe-Cr-C-B, Fe₂B-Fe-B при индукционной наплавке.

Указанные направления могут быть реализованы путем как легирования износостойкого покрытия карбидообразующими элементами или бором, так и при использовании нагрева электромагнитным полем повышенной частоты и оптимизацией состава наплавочной шихты и дополнительным воздействием на наплавленный слой электрической дуги угольного или графитового электрода. Все это позволяет управлять формированием первичной структуры наплавленного слоя, а комбинация физико-химических и технологических воздействий дает совокупность новых научных и технических решений, позволяющих максимально повысить эксплуатационные характеристики упрочненных изделий.

Глава 1 МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ НА КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

1.1 Анализ состояния вопроса. Влияние бора на свойства конструкционных сталей

В современном инновационном машиностроении прием микролегирования конструкционных сталей наряду с грамотно подобранными режимами их термической и/или химико-термической обработки позволяют не только эффективно решать вопросы разработки новых ресурсосберегающих технологий и повышения качества металлопродукции, но и увеличивать срок службы деталей, получать новые потребительские характеристики и добиваться гарантированных, воспроизводимых, хорошо технологически наследуемых механических свойств материала.

Хорошо известно и вошло во многие справочники по металлургии положительное влияние микролегирования бором на прокаливаемость конструкционных сталей. Способность гарантированно и интенсивно измельчать структуру при ускоренном охлаждении делает бор обязательным компонентом многих высокопрочных низколегированных сталей, разработка которых является одним из важнейших направлений в металлургии. Микродобавки бора позволяют экономить такие остродефицитные легирующие элементы как никель, хром и марганец, не снижая качества стали.

Особенностями борсодержащей стали являются ее высокая технологическая пластичность, благоприятное соотношение прочностных и пластических свойств в отожженном и термоупрочнённом состояниях, а также высокий уровень характеристик прокаливаемости при значительно меньшем, чем в легированных сталях, содержании дефицитных легирующих элементов (Ni, Cr, Mn, Mo и др.), о чем свидетельствуют работы Е.М. Гринберга, Н.П. Лякишева, М.В. Бобылева (см. рис. 1).

Микролегирование сталей бором позволяет при меньшем, чем в среднеуглеродистых сталях, уровне закаливаемости применять такие материалы при производстве ответственных деталей современных автомобилей, сельхозтехники, станков, инструментов.

В отечественной практике разработаны и нашли широкое применение борсодержащие марки сталей следующих систем легирования: С-Мn-В, С-Мn-Сr-В, С-Мn-Сr-Ni-В. Однако, несмотря на видимые преимущества борсодержащей стали, её внедрение в массовое производство сдерживается рядом в основном чисто технологических трудностей, к числу которых следует отнести необходимость тщательной подготовки расплава перед введением бора по таким примесям, как кислород и азот, с целью максимального сокращения возможности связывания бора с этими элементами. Этим, как правило, и объясняется достаточно низкая доля потребления борсодержащей стали

российскими машиностроительными заводами, в то время как на европейских и американских заводах доля потребления этой стали в 3-4 раза выше.

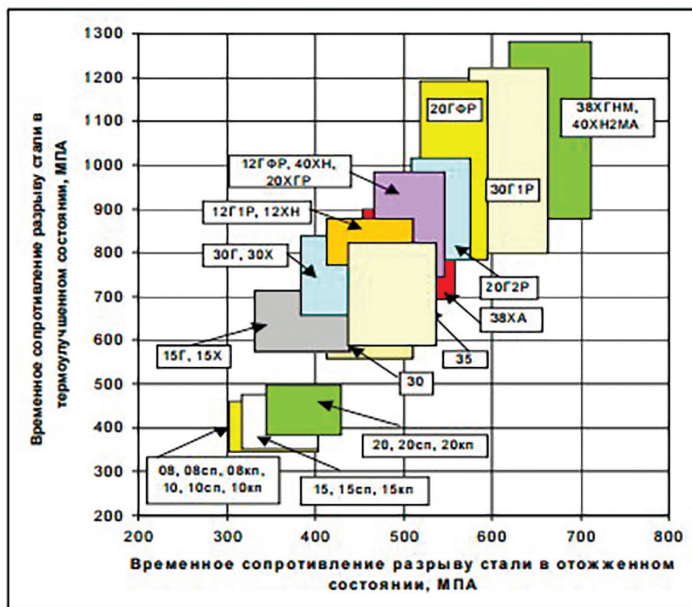


Рисунок 1 — Соотношение прочностных характеристик основных марок холодноштампованных сталей и сталей микролегированных бором

Поэтому, несмотря на технологические преимущества борсодержащих сталей, их внедрение в массовое производство сопряжено с определенными трудностями, к числу которых относятся сложности металлургического характера (необходимость получения строго нормированных концентраций бора в процессе выплавки стали, поддержание на заданном уровне содержания азота, титана и алюминия) и ограничения научно-обоснованных рекомендаций по выбору режима легирования стали бором в зависимости от исходного состава, последующих переделов и термообработок, технологических особенностей производства и пр.

Также в настоящее время накоплен значительный экспериментальный и теоретический материал, характеризующий поведение бора в сталях и особенности применения таких сталей. Тем не менее, аналогичные исследования для материалов сварных и/или наплавочных швов микролегированных бором незначительны.

1.2 Механизмы микролегирования конструкционных сталей бором

Содержание бора во многих современных конструкционных сталях незначительно (0,001-0,02%), что скорее соответствует понятию примеси, а не

легирующей добавки. В то же время столь небольшие добавки бора вызывают значительное измельчение зерен, резкое улучшение прокаливаемости, повышение жаропрочности в результате упрочнения границ зерен боридами. Всего 0,002-0,003 % бора могут заменить в стали до 2 % никеля или до 0,3-0,5 % – молибдена. Но именно только очень малые «гомеопатические» добавки бора дают положительные результаты.

Так при микролегировании бором возрастает также твердость и износостойкость, горячая пластичность, улучшается свариваемость жаростойких аустенитных и специальных нержавеющих сталей. Кроме того, бор повышает критическую точку A_{c3} , и чем ниже содержание углерода, тем сильнее влияние бора (см. рис. 2).

При этом на положение нижней критической точки A_{c1} бор влияния не оказывает.

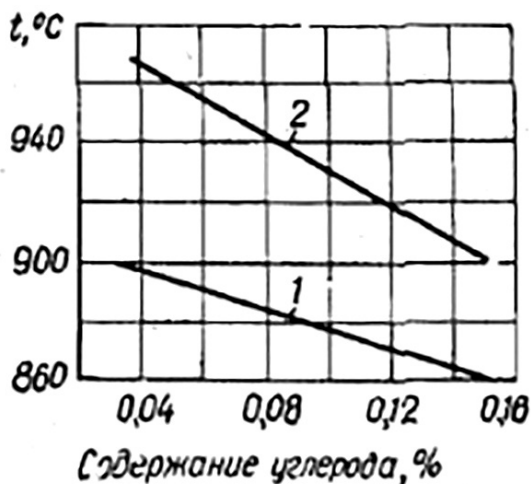


Рисунок 2 — Совместное влияние углерода и бора на положение критической точки A_{c3}

Интересно влияние бора на кристаллизацию стали. Так микролегирование бором увеличивает скорость зарождения центров кристаллизации, уменьшает степень переохлаждения стали и повышает скорость ее затвердевания.

Согласно современным исследованиям, введение до 0,1% бора резко снижает поверхностное натяжение стали. Этот эффект приводит к адсорбции бора на границах растущих зерен и замедлению линейной скорости роста кристаллов и в соответствии с этим — к измельчению (бейнитизации и мартенситизации) структуры. При этом у большинства сталей зона столбчатой кристаллизации сокращается, структура становится однородной и мелкозернистой, улучшаются пластические свойства. Дальнейшее же увеличение концентрации бора вызывает образование боридной эвтектики Fe-B и охрупчивание.

Считается, что уникальное специфическое влияние бора на прокаливаемость сталей связано с изменением в границах зерен и поверхностной

активностью (гирофильность) бора относительно железа стали. Будучи растворен в малом количестве в α -Fe, бор распределяется неравномерно, сосредоточиваясь по границам зерен. Так как атомы бора меньше атомов железа, то бор, занимая свободные вакансии по границам зерен, не увеличивает, а уменьшает искаженность кристаллической решетки, тем самым повышая работу зародышеобразования новой фазы (феррит).

Известное влияние на замедление скорости роста феррита по границам зерен в бористых сталях оказывает также и большая прочность связей атомов В-С по сравнению со связями Fe-С и Fe-В, что замедляет обеднение границ зерен аустенита углеродом.

В то же время повышение содержания углерода в бористой стали выше 0,1-0,3 % оказывает нейтрализующее влияние на ее прокаливаемость, что обусловлено образованием новых фаз – карбидов бора, карбоборидов, борированного аустенита и переход бора по границам зерен из твердого раствора в химические соединения. Выпадение по границам зерен мелкодисперсной боридной фазы также способствует понижению прокаливаемости в результате искажения решетки и зародышевого действия мелких частиц этой фазы. Здесь опять проявляется сложное совместное действие С и В, увеличение содержания в стали углерода снижает возможное количество феррита, уменьшает зону влияния бора и тем самым эффективность его воздействия на прокаливаемость.

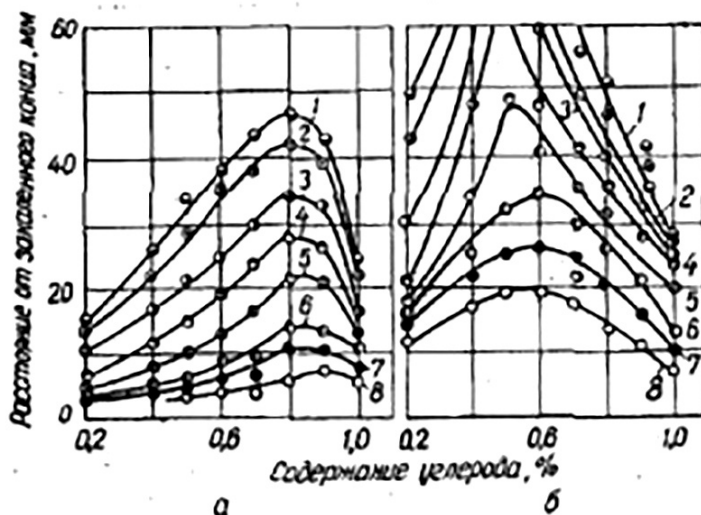


Рисунок 3 – Влияние содержания углерода в мартенситной стали микролегированной 0,001 % бора на глубину прокаливаемости:

а – сталь без бора; б – борсодержащая сталь с долей мартенсита 5, 10, 25, 50, 75, 90, 95, 99 % (1-8) соответственно

Согласно рис. 3, наибольшее усиление прокаливаемости под влиянием бора наблюдается для низкоуглеродистой доэвтектоидной стали. Максимальная прокаливаемость наблюдается у стали, содержащей 0,8% С. Для

заэвтектоидных сталей эффект влияния бора отрицательный. Для сталей с 0,4-0,75% С действие бора снижается пропорционально содержанию углерода в стали.

Коэффициент усиления прокаливаемости углеродистых и низколегированных сталей (F_v) под влиянием бора может быть выражен уравнением: $F_v = 1 + 1,5 (0,9\% \text{ C})$. Из которого следует, что бор не влияет на прокаливаемость стали с содержанием углерода 0,9% и выше, но обладает значительной эффективностью в малоуглеродистой стали. Следует заметить, что несмотря на увеличение прокаливаемости, бор, однако, не оказывает влияния на образование трещин при закалке.

Эффективность влияния бора снижается и с возрастанием температуры нагрева под закалку. При повышенной температуре увеличивается растворимость бора и в результате поверхностной активности концентрация в граничных зонах увеличивается вплоть до значений, превосходящих максимально возможную растворимость бора в аустените с выделением избыточной фазы Fe_2B . По этим же причинам наблюдается экстремальное влияние возрастающего содержания бора в стали на ее прокаливаемость.

- При высоких температурах и низкой скорости закалки увеличение содержания бора свыше 0,004% уже не сказывается на прокаливаемости и даже наоборот – несколько уменьшает ее.

Поэтому интервал оптимальных концентраций бора для такого свойства стали как прокаливаемость весьма узок и, в основном, находится в пределах 0,001-0,003%. Именно в этих количествах действие бора эквивалентно известному действию присадки 1,33% Ni + 0,31% Cr + 0,04% Mo. Как указывается, действие 0,002% В на прокаливаемость равнозначно влиянию 1,5% Ni. Эквивалентное содержание бора различно для разных сталей и зависит от состава и соотношения элементов (табл. 1).

Таблица 1 – Количество легирующих элементов, эквивалентных 0,001% бора, для получения равной прокаливаемости

Количество легирующих элементов, эквивалентных 0,001% В, для получения равной прокаливаемости [26]

Основной состав стали, %		Эквивалентные количества легирующих элементов, %			
С	Mn	Mn	Ni	Cr	Mo
0,2	0,75	0,85	2,4	0,42	0,35
0,4	0,75	0,85	1,9	0,35	0,25
0,6	0,75	0,45	1,2	0,20	0,15
0,8	0,75	0,15	0,4	0,07	0,05

1.3 Влияние бора на свойства отдельных сталей

Добавка бора к легированным конструкционным сталям позволяет значительно снизить степень их легированности такими элементами, как хром, никель, марганец и молибден, при одновременном сохранении необходимого уровня прокаливаемости и других механических свойств.

Так добавка до 0,003% бора увеличивает предел упругости и позволяет создавать новые борсодержащие рессорно-пружинные стали 55ХГР и 55СГ2Р. Здесь повышение содержания бора приводит к выделению боридной фазы и обеднению бором скоплений вокруг дислокаций, что снижает предел упругости.

Борсодержащие углеродистые стали с успехом заменяют и марганцовистые, имеющие повышенную склонность к образованию трещин при термообработке. Замена марганцовистых сталей борсодержащими позволяет получить 10% экономии. По опыту Горьковского автомобильного завода добавка 0,002-0,005% В позволяет освободиться от дефицитных легирующих элементов – молибдена и никеля – и заменить дорогостоящую цементируемую сталь 20ХНМ, идущую на изготовление тяжело нагруженных деталей, более дешевой 20ХГР. Бористая сталь обладает более высокой прочностью и после цементации приобретает более высокую твердость. Цементированная поверхность содержит меньшее количество остаточного аустенита, что значительно повышает износостойчивость и долговечность деталей из стали 20ХГР.

Кроме увеличения прокаливаемости адсорбционные слои бора затрудняют процесс растворения избыточных карбидов, например, Cr_{23}C_6 как в стали Х15Н25, при закалке и их выделение при старении. Образование адсорбционного слоя на границе раздела зерен сопровождается тем, что активные участки поверхностей раздела оказываются уже занятыми, и процессы растворения карбидов при закалке, а также обратное выделение в результате миграции на внутренние поверхности при старении оказываются невозможными.

Легирование бором в пределах 0,4-0,7% аустенитных сталей с карбидным Х18Н12Б и интерметаллидным 10Х16Н25В5Ю2Т упрочнением также повышает их прочностные свойства. Характеристики длительной прочности таких аустенитноборидных сталей при 650-700 °С значительно превосходят аналогичные стали без бора. Кроме того, для сталей с боридным упрочнением характерна высокая длительная пластичность, не уменьшающаяся с увеличением продолжительности испытаний. Высокая длительная пластичность аустенитно-боридных сталей Х18Н12БР, Х15Н24В4Т2Р, 10Х16Н25В51-02ТР обусловлена высокой стабильностью структуры и свойств в процессе длительных выдержек при температурах 800-700 °С.

Аустенитноборидные стали, в отличие от аналогичных сталей без бора, в результате более мелкого зерна и коагуляции упрочняющей фазы обладают высокой горячей пластичностью вблизи температуры солидуса. Эти стали благодаря наличию двухфазной аустенитно-боридной структуры не склонны к образованию горячих трещин в шве и околошовной зоне при сварке плавлением, борьба с которыми затруднительна при сварке жаропрочных аустенитных сталей.

Так, легирование бором стали X25H2C8 в количестве 0,2-0,5% улучшает ее свариваемость, позволяет избавиться от околошовных горячих трещин, не снижая прочности при сохранении длительной пластичности.

Эффективность влияния бора на жаропрочные свойства сталей объясняется упрочнением границ зерен боридами, образующимися в пограничных зонах, однако растворимость бора в твердом растворе сплавов на основе железа незначительна. Вследствие гидрофильности бор скапливается у границ зерен, вызывает местное перенасыщение твердого раствора и тем самым способствует образованию боридов на границах зерен даже при очень малой общей концентрации его в сплаве.

Так при электронном микроскопическом исследовании тонкой фольги стали в ферритной оторочке по границам аустенитного зерна обнаружены бориды железа (Fe_2B и FeB) уже при содержании в стали до 0,0025% В.

В большинстве же легированных сталей по границам зерен бор образует сложные бориды типа $(\text{Mo}, \text{W}, \text{Cr}, \text{Ni})_x\text{B}_y$ и карбоборидные фазы $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{BC}$, $(\text{Cr}, \text{Fe})_{22}(\text{B}, \text{C})_6$ и $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}(\text{BC})_6$. Таким образом, адсорбированная по границам зерен боридная фаза при чрезвычайно малой толщине межзеренных прослоек обеспечивает максимальное торможение ползучести.

Следует отметить, что влияние бора на изменение фазового состава легированных сталей заключается в основном в уменьшении растворимости легирующих элементов (например, хрома и вольфрама). Следовательно, легирование стали бором полезно только при малых его содержаниях, когда торможение пластической деформации, вызываемое выделением карбоборидных фаз, преобладает в упрочнении стали. При больших содержаниях бора значительная часть легирующих элементов, упрочняющих твердый раствор, связывается в карбоборидных фазах и поэтому не участвует в упрочнении твердого раствора.

Наличие бора способствует и некоторому перераспределению элементов. Так, присутствие бора в белом чугуне уменьшает растворимость хрома и марганца в цементите. В процессе отжига концентрация указанных элементов в цементите возрастает, бор при этом оказывает тормозящее влияние.

Существенный интерес представляет также и технологическая возможность улучшения деформируемости некоторых марок бористых сталей. Так, получение деформируемых нержавеющей сталей аустенитного класса ОХ18Н10РЗ и ОХ18Н6Г9РЗ, содержащих более 1,8% В, затруднено резким снижением пластичности, что исключает возможность горячей деформации в литом состоянии. Структуру этих сталей образуют хрупкие крупные бориды, напоминающие первичный цементит в заэвтектидных белых чугунах. Обработка таких сталей в процессе кристаллизации ультразвуковыми колебаниями вызывает значительное измельчение боридной фазы во всех зонах слитка. Структура становится более однородной, что способствует повышению механических свойств и улучшению технологической пластичности. Появляется возможностьковки заготовок из стали, содержащей 3,5% В.

Снижение пластичности и ударной вязкости, укрупнение аустенитного зерна и способность его к росту при нагревании, а также возможность образования изломов представляют технические недостатки и других марок

бористых сталей. Некоторые технологические мероприятия позволяют избежать указанных недостатков. Например, уже описанная обработка бористых сталей ультразвуком и введение элементов, увеличивающих в структуре количество аустенита, повышают пластичность и ударную вязкость. Введение в сталь наряду с бором до 0,02-0,03% Ti оказывает тормозящее воздействие на рост зерна при нагреве до 370 °С. Увеличение содержания титана до 0,1-0,15% препятствует росту зерна во всем интервале температур нагрева (870-1200 °С) при 1,5-часовой выдержке.

Такое влияние титана можно объяснить барьерным действием различных его соединений, нерастворимых в аустените даже при очень высоких температурах.

1.4 Особенности фазообразования при микролегировании сталей бором

В настоящее время распределение бора между фазами, особенно в сложнелегированных сталях, изучено недостаточно.

Так в распространенной системе Fe-B-Cr обнаружены фазы Fe₂B и Cr₂B, находящиеся в равновесии с чистым железом. Предел растворимости хрома в Fe₂B составляет около 10%, а железа в Cr₂B – около 60%.

В системе Fe-B-Ni обнаружена фаза (Fe, Ni)₂B, причем соединения Fe₂B и Ni₂B образуют между собой непрерывный ряд твердых растворов.

Карбоборидная фаза найдена и в системах Fe-B-Cr-C и Fe-B-Ni-C. При 700 °С, наиболее вероятный ее состав аналогичен спецкарбидам, точнее спецкарбоборидам (Fe, Cr)₂₃(B,C)₆. Соотношение атомных концентраций бора и углерода меняется от 0 до 2,5 в зависимости от содержания в сплаве бора, хрома и углерода. В системе Fe-B-Cr-C при повышении температуры и равновесном отжиге карбоборидные фазы растворяются в аустените и остаются только чистые бориды Fe₂B и Cr₂B.

В хромосодержащих сталях и сплавах в зависимости от содержания хрома и элементов, влияющих на изменение растворимости хрома, могут быть обнаружены бориды Cr₂B и Cr₅B₃. Последний чаще находится в сплавах, содержащих алюминий, который уменьшает растворимость хрома. Борид Cr₅B₃ не содержит титана и алюминия.

Высокой боридобразующей способностью обладает и титан. Так в стали ЭИ896 (10% Cr, 20%Ni 2-3% Ti и до 0,02% B) образуется борид титана TiB₂, а не борид хрома.

Еще большей, чем титан, боридобразующей способностью обладают вольфрам и молибден. При добавлении к стали ЭИ696 3% молибдена образуется борид на основе молибдена Mo₃B₂. По данным химического анализа, металлическую основу такой стали составляют молибден, хром и примесь никеля. В стали ЭИ787, содержащей 3,0% W и не содержащей молибдена, также обнаружен борид (W, Cr)_xB, который является фазой с широкой областью гомогенности с дефицитом металлических атомов и практически не содержащей титана.

Влияние бора на характеристики сталей сварочного назначения

Теоретической предпосылкой использования микролегирования бором для улучшения характеристик сталей сварочного назначения является то, что его наиболее значительное влияние выражено как раз для низкоуглеродистых сталей, к которым и относятся такие материалы, как отечественные стали сварочного назначения Св-08Г1С, Св-08Г2С, импортные стали SG-1, SG-2, SG-3, а также стали марок и типов 1005-1008 по стандарту ASTM A 510.

В то же время известно, что наличие в стали бора, связанного с азотом в виде фазы BN, то есть «неэффективно» введенного бора, полностью расходует на связывание азота, достигается высокая степень пластификации низкоуглеродистых сталей по сравнению с материалами не содержащими бора.

У борированных сталей этой группы наблюдается снижение предела прочности на 30-55 Н/мм² при вводе бора в количестве до 0,003-0,014 %, увеличение размера действительного зерна на 1,5-2 пункта по шкале ГОСТ 5639, уменьшение количества и размеров структурно-свободного цементита.

В борсодержащей стали микролигация упрочняющих, легирующих элементов (Mn, Si, Cr, Ni) выражена в гораздо меньшей степени, чем в стали без бора. В результате связывания бором азота мартенситно-бейнитные структуры в стали Св-08Г2С имеют меньшую твердость и благодаря этому более склонны к пластической деформации.

Микрорентгеноструктурным анализом установлено, что общее повышение пластичности борированной стали определяется тонким строением микроструктуры катанки. Относительная микродеформация (МКД) решетки феррита и плотность дислокаций в стали с бором ниже, чем в стали без бора как после многостадийного охлаждения, так и после патентирования, то есть в сварочной проволоке-катанке с бором кристаллическая решетка искажается меньше и также меньше уровень деформационного упрочнения структуры.

Это связано с тем, что микродобавки бора (до 0,0025-0,003%) в стали перлитного класса повышают соответствие (аккомодацию сопряжения) решеток феррита и цементита друг с другом, из-за чего снижается общий уровень МКД и плотность дислокаций в феррите. Однако при дальнейшем повышении содержания бора, аналогично описанному ранее влиянию этого элемента на прокаливаемость, происходит обратный эффект передозировки – происходит снижение пластичности и повышение прочности металла.

Это обусловлено образованием на фазовых границах зерен сегрегаций, пленочных и объемных выделений некогерентных фаз, а по объему зерна – большого количества мелкодисперсных частиц боридов и карбоборидов, что способствует торможению дислокаций, возникновению пор и трещин, разрушению стали при приложении предельной нагрузки. Такие выделения также снижают степень переохлаждения аустенита при эвтектоидном превращении. Поэтому при повышении содержания бора количество мелкодисперсного сорбитообразующего перлита 1 балла становиться меньше, чем в стали без бора.

В связи с этим предельное содержание бора в сталях сварочного назначения ограничено уровнем $< 0,0025\%$ и соотношением $B/N=0,8$.

Деазотирующий (применительно к ферриту) и пластифицирующий эффект микродобавок бора доказывается также и снижением величины деформационного старения по сравнению со сталью без бора. Так, у низкоуглеродистых сталей, полученных в электропечах, при остаривающей обработке с параметрами: растяжение до остаточного удлинения 10% и отпуск при 200°C в течение 1 ч., наблюдаются следующие характеристики $\Delta\sigma_b = -21,5$ Н/мм², $\Delta\sigma_t = -36,3$ Н/мм², $\Delta H_{\mu(20)} / \Delta H_{\mu(20)} \text{ без бора} = 0,44-0,19$.

Библиографический список

1. Гудремон Э.А. Специальные стали // Пер. с нем. – Т.2. – М.: Металлургия, 1966. – 540 с.
2. Винаров С.М. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугунах и сталях. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1961. – 459 с.
3. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей // Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982.
4. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
5. Архаров В.И. Теория микролегирования сплавов. – М.: Машиностроение, 1975. – 61 с.
6. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986 – с.
7. Потапов А.И., Семин А.Е. Технологические особенности легирования стали бором // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2012– № 9. – С. 68-69.
8. Барадынцева Е.П., Глазунова Н.А., Роговцова О.В. Влияние микролегирования бором на прокаливаемость сталей // Литье и металлургия. – 2016. – № 3(84). – С. 70-74.
9. Архаров В.И., Пятакова Л.Л., Мархасин Е.С. Механизм влияния бора на строение излома и сопротивление хрупкому разрушению среднеуглеродистой стали // ФММ. – 1974. – Т. 37. – Вып. 3. – С. 661-65.
10. Goldshmidt H. The Effect of Boron on Structure Austenitic Steel 20Cr-25Ni // J. of the Yron unib. Steel Inst. – 1971. – № 11. – P. 900-911.
11. Bongeot J., Henry G., Michaut B. The Effect of Boron on Structure and Mechanical Properties of Austenite Steels // Met. sci. rev. met. – 1975. – V. 72. – № 1. – P. 9-27.
12. Сидельковский М.П., Синолицкий К.А., Рубенчик Ю.И. и др. Фазовый состав Cr-Ni-Mo-Cu стали, содержащей бор и редкоземельные элементы // В сб. «Анализ фазового состава и неметаллических включений». – М.: Наука, 1967. – С. 121-126.
13. Криштал М.С., Иванов Л.И., Гринберг Е.М. Распределение бора в микроструктуре металла // МиТОМ. – 1970. – № 8. – С. 74-76.
14. Williams T. Segregation of Boron in Austenite Stainless Steel // Metal Science Journal. – 1972. – V. 6. – P. 68-69.
15. Mortimer D. Segregation of Boron to Grain Boundaries in Iron and Stainless Steel // J. Phys. (France). – 1975. – V. 36. – № 10. – P. 139-140.
16. Ланская К.А., Каменская Н.И. и др. Влияние бора на распределение и количество карбидных фаз в аустенитной стали // МиТОМ. – 1972. – № 10. – С. 43-45.

17. Дергач Т.А., Сухомлин Г.Д. Влияние бора на структуру и стойкость против межкристаллитной коррозии аустенитной нержавеющей стали // Защита металлов. –1989. –Т. XXV. –№ 3. –С. 498-502.

18. Парусов В.В., Сычков А.Б., Деревянченко И.В., Жигарев М.А. Новое применение бора в металлургии // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. –2005. –№ 1 (9). –С. 15-17.

19. Дергач Т.А. Влияние бора на микроструктуру и свойства труб из низкоуглеродистой аустенитной хромоникелевой стали // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. –2005. –№ 5. –С.80-86.

20. Парусов В.В., Нестеренко А.М., Сычков А.Б., Жигарев М.А. Структура и свойства катанки из борсодержащих сталей, предназначенной для изготовления сварочной проволоки // Металлургическая и горнорудная промышленность. –2000. –№ 3. –С. 48-51.

1.5 Теоретическое обоснование возможности получения пластичных боридных покрытий на поверхностях деталей сложной формы

Известно, что одними из основных факторов, влияющих на эксплуатационные характеристики деталей машин, их ресурс, надежность и долговечность являются свойства поверхностного слоя. Во многих случаях именно изнашивание тонкого слоя (0,05-0,5 мм) рабочей или сопрягаемой поверхности детали делает ее непригодной для дальнейшей эксплуатации и определяет необходимость ремонта, восстановления или модернизации поверхности детали [1].

Повышение эксплуатационных характеристик и увеличение ресурса изнашивающихся деталей реализуется не только использованием новых материалов для их изготовления (легированных сталей, композитов, керамики), но и путем формирования на их поверхности слоев, обладающих высоким уровнем требуемых свойств: прочности, твердости, износостойкости, коррозионной стойкости, функциональности и пр.

Одним из наиболее эффективных и широко применяемых в промышленности методов поверхностного упрочнения деталей машин является их химико-термическая обработка (ХТО), позволяющая кардинальным образом преобразовать состав, структуру и свойства поверхностных слоев металла, в которых и концентрируются максимальные напряжения, возникают трещины, развиваются процессы износа [2-4].

Среди многих методов, способов и технологий ХТО особого внимания заслуживают процессы борирования (ХТО борирования). Характерной особенностью получаемых при этом поверхностных слоев является их высокая твердость, пластичность и износостойкость, сохраняющиеся даже при экстремальных условиях эксплуатации покрытия – при повышенных давлениях, температурах, в агрессивных средах [5].

Борирование, благодаря сочетанию механических, коррозионных и триботехнических свойств, обеспечивает также высокую функциональность и

потребительские свойства упрочненных такими покрытиями деталей сельхозмашин [6].

1.5.1 Кристаллохимические свойства соединений бора, образующихся в боридных покрытиях

Термодинамически энергетически неустойчивая конфигурация валентных электронов ($2s^2 2p$) в изолированном, невозбужденном атоме бора всегда стремится к энергетически более устойчивой конфигурации ($2s 2p^2$) за счет одноэлектронного $s \rightarrow p$ перехода. В связи с этим бор и является сильным акцептором при взаимодействии с металлами, обладающими донорными свойствами, что определяет структуру и кристаллохимические свойства соответствующих боридов [7].

Высокие акцепторные свойства определяют и способность бора к образованию ковалентных связей между собой и с другими атомами. При этом, чем меньше электронов атомов металла участвует в образовании $B-B$ связей, тем более сложные структурные элементы образуются из атомов бора. Поэтому для щелочных, щелочноземельных и редкоземельных металлов характерно образование боридных фаз с каркасными, объемными структурными элементами (кластеров) из атомов бора (гексаборидов MeB_6 , додекаборидов MeB_{12}). Переходные же d -металлы, например железо, являющиеся сильными донорами, наоборот, склонны к образованию боридных фаз с более простыми структурными элементами из атомов бора [7].

В кристаллохимии постулируется, что электронное строение и тип образующихся связей обуславливают такие свойства веществ (боридов), как пластичность, твердость, электропроводность.

С повышением количества ковалентных связей конфигурация структурных элементов из атомов бора в кристаллических решетках изменяется от изолированных атомов или зигзагообразных цепей до двумерных сеток или трехмерных каркасов. Это приводит к увеличению их твердости и снижению пластичности. Таким образом, образование низших боридов способствует повышению пластичности борированных слоев [5].

Высшие же бориды (по содержанию бора), наоборот, характеризуются усложненными структурными образованиями атомов бора и усиленными связями $B-B$.

Теоретически возможно образование следующих структурных типов боридов:

- с изолированными атомами бора (как в соединениях Cr_2B , Ni_2B);
- с цепями из атомов бора, в том числе зигзагообразными (как в CrB , FeB , MoB);
- со сдвоенными цепями из атомов бора (как в Ti_3B_4 , Cr_3B);
- с сетками из атомов бора (AlB_2 , Mo_2B_5);
- с каркасом из атомов бора (как в CrB_4).

Твердость и хрупкость большинства боридов в значительной степени определяется стремлением атомов бора к образованию sp^3 -гибридных конфигураций. Однако в структуре боридов обычно комбинируется sp^3 и менее

прочные sp^2 , а иногда даже и s^2p и sp -конфигурации, что выгодно отличает их от соответствующих карбидов.

Иллюстрацией вышесказанного может служить и то, что соединения бора, такие, например, как карбид бора, кубическая модификация нитрида бора (боразон и кубонит) и гексагональная вюрцитная модификация нитрида бора (гексанит) применяются в промышленности в качестве абразивных материалов из-за их высокой твердости. А пластичность гексанита, наряду с его высокой твердостью, позволяет изготавливать из него металлообрабатывающие инструменты.

Благодаря высокой жаропрочности некоторые бориды являются эффективными компонентами жаропрочных сплавов и композиционных материалов в виде волокон и дисперсных частиц. Например, диборид циркония и сплавы на его основе (керметы) характеризуются огнеупорными свойствами, что позволяет применять их для изготовления деталей металлургических печей, а также различных футеровочных и электродных материалов.

Бориды же лантаноидов (гексаборид лантана) нашли широкое применение в электронике за счет низкой работы выхода электронов, высоких значений плотности снимаемых токов и стойкости в условиях ионной бомбардировки.

Бориды никеля применяются в качестве катализаторов в реакциях органического синтеза [8].

1.5.2 Бориды железа: термодинамика образования, структура, свойства

Первые исследования борсодержащих сплавов на основе железа относятся к 1890-ым годам, когда Ф. Осмонд исследовал аллотропические превращения в железных сплавах, Дж. О. Арнольд изучал влияние различных химических элементов на железо, а Х. Муассан и Г. Шарпи исследовали стали с различным содержанием бора. Однако тогда исследователи не были до конца уверены, что изучаемые ими сплавы действительно содержали бор [5].

В 1917 году русских металлург Н.П. Чижевский обнаружил, что железо, нагреваемое в порошке бора или ферробора, приобретает твердый, обогащенный бором поверхностный слой. Позже «цементирующий» эффект бора был подтвержден и было показано, что диффузия бора в сталь во многих отношениях подобна диффузии углерода [5, 9].

В ходе проведенных исследований был определен коэффициент диффузии бора в аустените ($D\gamma = 2 \cdot 10^{-3} e^{-21000/RT}$) и в феррите ($D\alpha = 106 e^{-62000/RT}$), а также установлено, что в решетке аустенита бор образует твердые растворы внедрения, а в решетке феррита может находиться как в позициях внедрения, так и замещения.

Бор обладает малым атомным радиусом (0,091 нм) и свободно диффундирует в железе. Растворимость бора в железе в несколько раз меньше, чем в углероде, но сильно зависит от температуры, так при 710°C она не превышает 0,0004%, а при 906 °C – 0,0082% [5].

Специалисты до сих пор не пришли к единому мнению относительно вида диаграммы состояния системы $Fe-B$. Это связано с тем, что для ее точного построения необходимо получать сплавы без дополнительных примесей. В системе $Fe-B$ возможно формирование нескольких типов устойчивых и метастабильных боридов железа: Fe_2B , Fe_3B , FeB и FeB_2 .

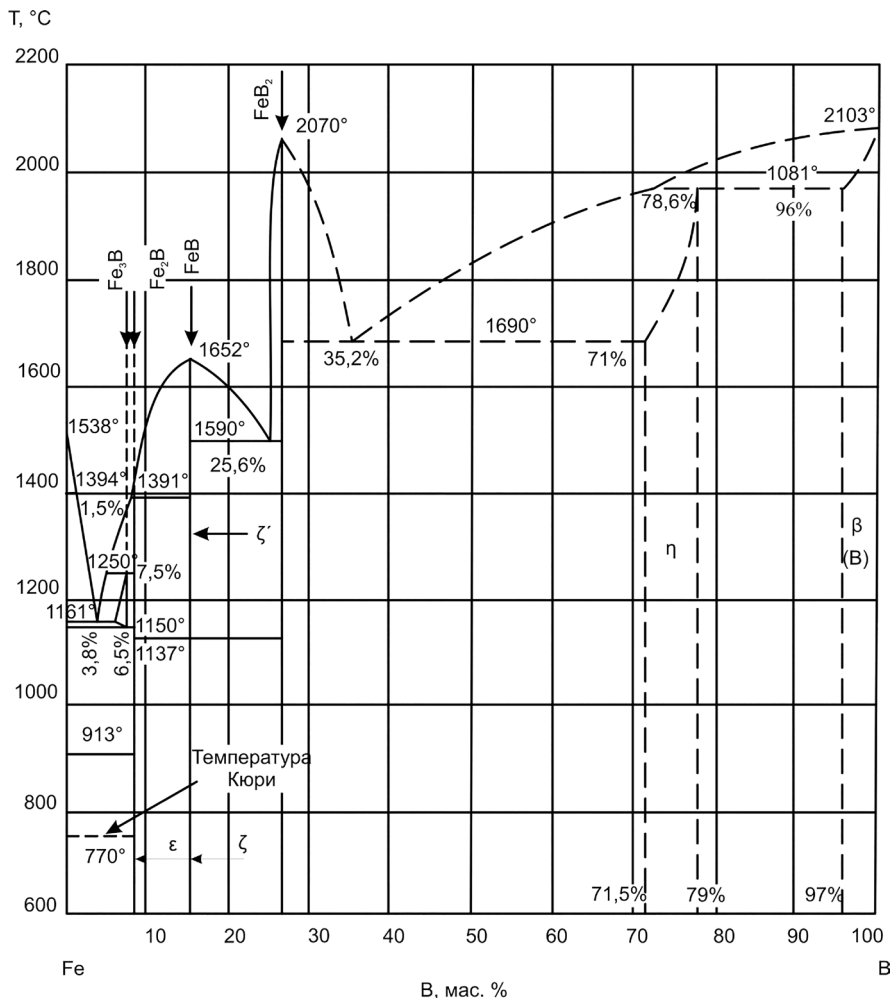


Рисунок 1 – Диаграмма состояния системы $Fe-B$ (по [5])

В соответствии с диаграммой состояния $Fe-B$ (рис. 1), при концентрации бора свыше 8,34 мас. % основными фазами борированного слоя являются бориды железа Fe_2B и твердый раствор бора в α -железе. Повышение же содержания бора в материале свыше 16,25 мас. % приводит к образованию боридов FeB .

Борид Fe_2B с содержанием бора 8,83 вес. % обладает объемно-центрированной тетрагональной решеткой структурного типа $CuAl_2$ с 12 атомами в ячейке (рис. 2а).

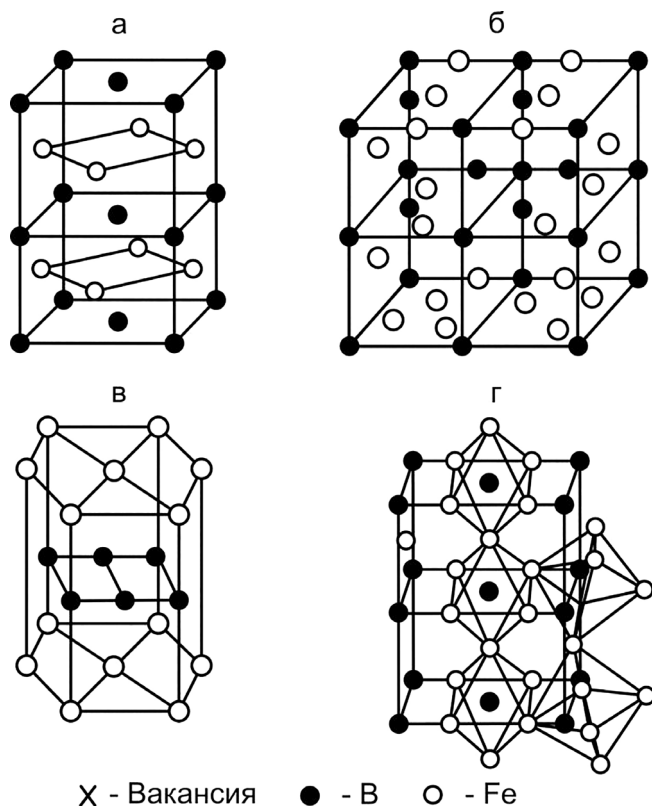


Рисунок 2 – Схематическое изображение кристаллических решеток боридов железа: а – Fe_2B , б – FeB , в – FeB_2 , г – Fe_3B (по [10])

Периоды решетки такой элементарной ячейки: $a = 0,5109$ нм, $c = 0,4249$ нм ($a/c = 0,831$). Атомы бора расположены в виде прямоугольной сетки между плоскостями железа, положение которых идентично решетке $\alpha\text{-Fe}$. Структуру Fe_2B можно представить в виде чередующихся плоскостей железа и бора. Атомы бора находятся в вершинах тетрагональной призмы, в то время как атомы железа формируют идентичные квадратные сетки. Поскольку решетка Fe_2B менее плотная, чем $\alpha\text{-Fe}$ и FeB , в ней существуют плоскости (110), лишенные бора. В плоскости (111) атомы бора образуют прямоугольную сетку с периодом идентичности $5,577 \text{ \AA}$ в направлении [111]. Вакансии в структуре Fe_2B способствуют не только диффузии атомов бора, но и перестройке решетки в структуру другого типа даже при незначительном смещении атомов железа из положения равновесия [11]. В различных литературных источниках имеются различные данные о микротвердости диборида железа: 1300 – 2000 HV [7, 5, 8].

Моноборид железа FeB , в котором содержится 16,23 вес. % бора, имеет орторомбическую решетку с 8 атомами в ячейке (см. рис. 2б). Пара-

метры решетки: $a = 0,5506$ нм, $b = 0,2952$ нм, $c = 0,4061$ нм. Температура плавления составляет 1650 °С. Данная фаза обладает полиморфизмом и существует как в низко-, так и высокотемпературной модификации (ниже и выше 1135 °С). Однако экспериментально доказано существование только модификации FeB со структурой типа B27. Микротвердость этого соединения по различным данным составляет $1800 - 2200$ HV [3, 5]. Данная фаза является наиболее химически устойчивой фазой системы Fe–B (устойчива при нагреве до 800 °С, однако растворима в азотной кислоте). Наличие легирующих элементов Ti, Mo, W увеличивает твердость боридов. Атомы бора располагаются в центре тригональных призм, в вершинах которых находятся атомы железа. Существует определенное структурное соответствие между расположением атомов в решетках FeB и Fe₂B. Так каждая вторая плоскость (100) FeB совпадает с каждой третьей сеткой в плоскости (111) Fe₂B. Наличие цепей атомов бора приводит к формированию либо плоскостей, заполненных бором, либо плоскостей, лишенных бора. В направлениях [001] и [100] обнаруживаются сквозные каналы, лишенные бора. В плоскости (100) атомы железа и бора расположены в виде прямоугольной сетки с периодом 29.52 Å в направлении [001]. Структура FeB в направлении [111] может рассматриваться в виде совокупности чередующихся металлических плоскостей, между которыми расположены боридные сетки. Порядок чередования плоскостей следующий: первая плоскость состоит из октаэдрических атомов железа, вторая – как из тетра-, так и октаэдрических атомов железа. Различие между FeB и Fe₂B заключается, прежде всего, в неодинаковой заселенности плоскостей бора, а также в направлении смещения атомов бора, определяющих характер деформации решеток [10].

В процессе образования боридов железа атом металла захватывает валентные электроны бора и заполняет ими $3d$ -орбитали, таким образом, плотность населенности d -орбитали возрастает с увеличением содержания бора в бориде. Это способствует перераспределению валентных электронов, что приводит к увеличению общей прочности межатомного взаимодействия вследствие усиления ковалентной связи B–B. Одновременно с переходом от Fe₂B к FeB изменяются свойства боридов железа: увеличиваются значения удельного электрического сопротивления и температуры плавления, уменьшаются атомный магнитный момент и намагниченность насыщения, возрастают удельная электронная теплоемкость и работа выхода электронов, а также микротвердость и модуль упругости [7].

На основе рассмотренного кристаллического строения боридов можно описать механизмы превращений FeB – Fe₂B, Fe₂B – FeB при насыщении атомами бора. В результате заполнения вакансий в боридных плоскостях, а также сдвига некоторых атомов железа и бора в другие положения происходит перестройка плоскости (001) Fe₂B в базовую плоскость ромбоэдра FeB. Это связано с деформацией кристаллической решетки в плоскости (001).

Возможно, плотноупакованные плоскости в FeB формируются в результате заполнения вакансий атомами бора, что вызывает сдвиг атомов железа и бора из положений равновесия. Такой процесс, как правило, сопровожда-

ется изменением типа химической связи и вызывает деформацию решетки. В кристаллической решетке Fe_2B атомы бора остаются изолированными. В структуре FeB между атомами бора существуют связи, что и способствует заметным изменениям в его строении. Существование связей $B-B$, образующих ковалентные цепочки или сетки, способствует усилению металлических связей $Fe-Fe$. Это обстоятельство является причиной изменения прочностных характеристик упрочненного слоя.

Образование структуры FeB при сохранении отдельных элементов решетки Fe_2B происходит в результате сдвига некоторых атомов железа и диффузии атомов бора вдоль плотно упакованных слоев. Поскольку в решетках отмеченных боридов имеются общие элементы, рассмотренный подход может применяться для объяснения механизмов формирования соединений, более богатых бором [10].

Диборид железа FeB_2 содержит 27,9 вес. % бора и относится к гексагональной сингонии. Его атомное строение соответствует структурному типу AlB_2 (см. рис. 2в). Температура плавления составляет 2070 ± 50 °С. В ромбоэдрической ячейке находится один атом (на три ячейки два атома бора и один атом железа). Атомы бора формируют графитоподобные сетки, плоскости которых перпендикулярны оси Z . Структуру можно представить в виде совокупности чередующихся боридных плоскостей, между которыми расположены слои железа [10]. Борид FeB_2 устойчив при нагревании до 1000 °С. Микротвердость этой фазы составляет 2740 – 2800 HV [5].

Некоторые авторы сообщают о существовании в системе $Fe-B$ и метастабильных фаз [12-15]. Например, при высокой скорости охлаждения возможно образование нескольких метастабильных фаз: фаза с кубической структурой типа $Cr_{23}C_6$, $a = 1,069$ нм; фаза с ромбической структурой ($a = 0,6726$ нм, $b = 0,4311$ нм, $c = 0,5468$ нм); фаза с тетрагональной объемноцентрированной структурой ($a = 0,8620$ нм, $c = 0,4270$ нм) [5].

Метастабильной фазой является и борид железа Fe_3B , который впервые был обнаружен при закалке сплава $Fe_{76}B_{24}$ из жидкого состояния с высокой скоростью охлаждения, подавляющей равновесие $\alpha-Fe + Fe_2B$ [5]. Кристаллическую решетку этого бориды составляет ряд октаэдров (ромбическая сингония), внутри которых располагаются атомы бора (см. рис. 2г). Расположение атомов железа такое же, как в решетке $\alpha-Fe$. Таким образом, модель упаковки атомов в решетке можно представить в виде совокупности чередующихся в направлении $[001]$ металлических и боридных слоев. В связи с тем, что в боридных плоскостях возможно формирование вакантных позиций, встречаются плоскости двух типов, т.е. могут существовать две модификации Fe_3B [10].

Считается, что бориды типа Fe_3B существуют только при наличии углерода, являясь продуктом замещения углерода бором в решетке цемента, и представляя собой соединения $Fe_3(B,C)$. Необходимо отметить, что бор может замещать свыше 40 % атомов углерода в соединении $Fe_3(B,C)$ без изменения кристаллической структуры. Первые работы по изучению тройной системы $Fe-C-B$ относятся к 1922 году. В ходе проведенных исследований установлено, что большинство данных, известных по бинарной системе $Fe-B$, применимы и к тройным сплавам – рис. 3 [5].

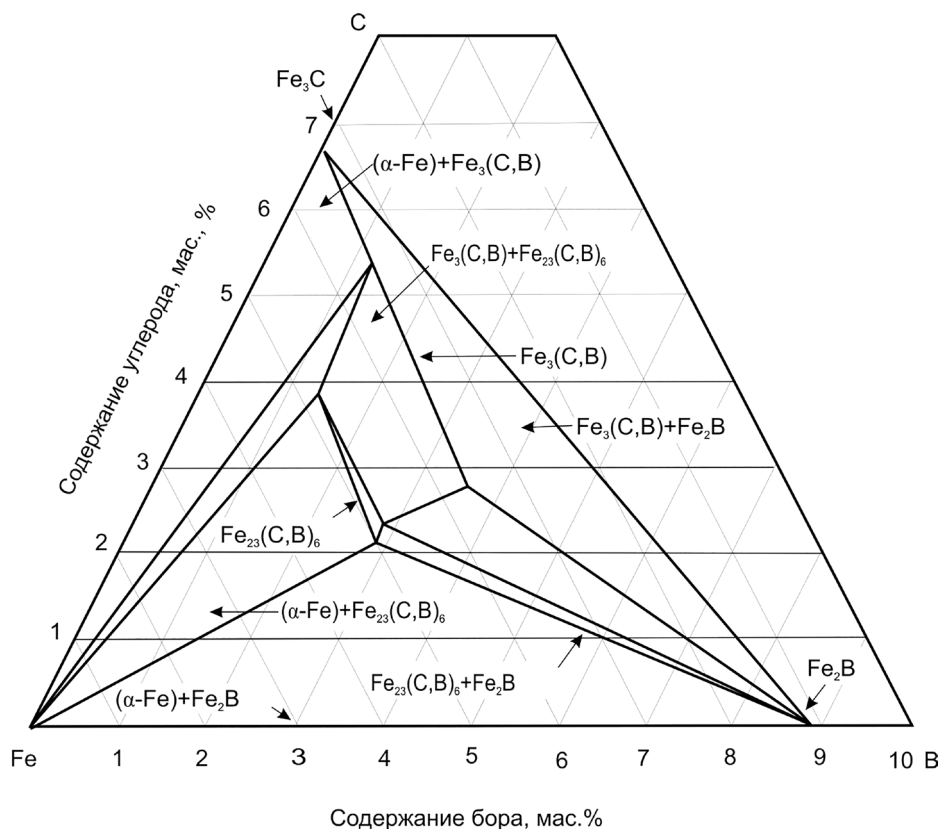


Рисунок 3 – Изотермическое сечение тройной диаграммы состояния Fe–B–C при температуре 700 °C (по [5])

Так в 1954 году был установлен факт существования борокарбида железа, соответствующего формуле $Fe_{23}(C,B)_6$. Основное отличие такого карбида заключается в том, что бор в нем замещает углерод. Борокарбид $Fe_{23}(C,B)_6$ изоморфен с кубическим карбидом хрома $Cr_{23}C_6$ ($a = 1,069$ нм) относится к структурному типу D84. Анализ сечения диаграммы состояния Fe–B–C показывает, что фаза находится в равновесии с бороцементитом $Fe_3(C,B)$ и α -Fe (см. рис. 3).

При 1000 °C до 80 % углерода в кристаллической решетке цементита могут быть заменены бором, тогда формула цементита примет вид $Fe_3C_{0,2B0,8}$. При этом происходят изменения периода кристаллической решетки, имеет место сжатие по осям a и c и расширение вдоль оси b орторомбической решетки. В цементите может раствориться до 5,2 % B путем замещения углерода. При этом сохраняется орторомбическая решетка цементита, но изменяются параметры его элементарной ячейки и возрастает объем. Это позволяет определить концентрацию бора в бороцементите [5, 16].

В работах российских и зарубежных исследователей отмечается эффективность насыщения стали бором совместно с другими элементами [17-

23]. Для этих целей используются углерод, титан, хром, магний, молибден, вольфрам.

Например, добавление титана приводит к некоторому уменьшению глубины борированного слоя, но препятствует росту аустенитного зерна в переходной зоне и основном металле. Кроме того, титан способствует повышению микротвердости боридов железа [16].

1.5.3 Диффузионное борирование сталей

Основными методами и способами ХТО борирования в настоящее время являются технологии, заключающиеся в различных вариантах (газофазное, жидкофазное, твердофазное) диффузионного насыщения поверхности упрочняемой стальной детали бором [24-30]. При этом активный бор образуется, как правило, при деструкции или в результате термического, химического или электрохимического процессов из определенного борлирующего агента (ферробор, бориды d -элементов, B_4C , бура, борный ангидрид и др.), либо представляется из соответствующего простого вещества в аморфном состоянии.

Среди наиболее эффективных способов диффузионного насыщения поверхности стальных деталей бором (по скорости, толщине получающегося покрытия и возможности его получения на криволинейной поверхности) можно выделить следующие виды борирования: в порошкообразных смесях, электролизное, газовое, а также борирование из паст и обмазок [31].

Так борирование в порошках осуществляется в специальных герметичных контейнерах (муфелях), куда помещается упрочняемая деталь и порошковая насыщающая смесь, а герметизация контейнера осуществляется с помощью плавкого затвора. Затем подготовленные к насыщению контейнеры загружают в печь и выдерживают при 900-1050 °С в течение 2-8 часов. В качестве борлирующего агента используются порошки различных борсодержащих веществ (аморфный бор, карбид бора, ферробор). Для предотвращения спекания порошков и их налипания на детали в порошковую смесь добавляются различные инертные добавки (оксиды алюминия, магния, измельченный шамот), а для ускорения процесса в насыщающую смесь вводят 1-5 мас. % активаторов (KF , NaF , AlF_3).

Для крупносерийного и массового производства больше подходит электролизное борирование. В качестве борлирующего агента в данном случае используют расплавленную буру ($Na_2B_4O_7$). Через расплав пропускают постоянный ток. Упрочняемая деталь служит катодом, анодом являются графитовые стержни. Процесс протекает при 880-980 °С в течение 2-5 часов. Борирование можно осуществлять также без электролиза в ваннах с расплавленными хлористыми солями с добавлением 20 мас. % ферробора или 10 мас. % карбида бора.

При упрочнении крупногабаритных изделий, деталей сложной формы, а также при местном борировании криволинейных участков их поверхности используют борирование из паст. В качестве паст применяют, например, порошок карбида бора в смеси с $Na_2B_4O_7$ и NaF , смесь ацетона с клеем служит связующим. После ручного или механизированного нанесения обмазки

изделие помещают в герметичный контейнер и нагревают в течение 3-4 часов при 950 °С. По завершении борирования изделия очищают от обмазки механическим способом или кипячением в воде [31].

В работе [32] установлено, что наибольшее расчетное значение коэффициента диффузии бора достигается при 1273 К и толщине пасты 5 мм. Упрочнение поверхностного слоя стали *AISI 1045* происходит на глубину до 100 мкм.

Самое ограниченное применение имеет борирование в газовых средах, которое осуществляется за счет разложения газообразных соединений бора, таких как диборан, треххлористый бор и других веществ, которые разбавляют водородом или аргоном для уменьшения скорости разложения борсодержащих газов. В результате диссоциации этих газов образуется активный, атомарный бор, который при температуре 800-850 °С и $P = 25$ кПа диффундирует вглубь металла [33].

Одним из наиболее простых видов борирования, позволяющего упрочнять и криволинейные поверхности деталей сложной формы, является жидкостное борирование, которое может осуществляться в печах-ваннах с металлическими тиглями различной конструкции, в электродных соляных ваннах с огнеупорной футеровкой, а также в индукционных соляных ваннах с графитовыми тиглями. Жидкостное борирование выгодно отличается от электролитического отсутствием полного электрического контакта между электродами и деталями. При борировании в ваннах с металлическими тиглями используют расплавы на основе буры, в которую вводят различные порошковые восстановители (карбид кремния, ферробор, оксиды бора, борная кислота) и активаторы – фтористые соли [34].

В зависимости от химического состава материала борируемых изделий процесс жидкостного борирования ведут при температурах 750 – 1000 °С. Изделия помещают в межэлектродное пространство ванны в открытых приспособлениях, обеспечивающих свободное омывание расплавом всей рабочей поверхности изделий. В электродных ваннах под воздействием трехфазного переменного тока напряжением 6-30 В, протекающего через борирующий расплав и вызывающего его интенсивную циркуляцию, достигается ускорение процесса борирования и обеспечивается получение одинакового по фазовому составу и толщине боридного слоя на всех участках поверхности детали. Применяемые при борировании соли обычно содержат от 50 до 90 % буры, являющейся весьма агрессивной средой по отношению к материалу электродов и огнеупорной футеровке [35].

Необходимо отметить, что каждый из методов борирования наряду с достоинствами имеет свои недостатки.

Так технологически наиболее простым является жидкостное борирование, однако повышенная вязкость расплавов приводит к перерасходу буры, кроме того, до конца не решена и проблема очистки борированных изделий от остатков расплава [3]. Расплавленная бура агрессивна и разъедает стенки металлических, керамических и графитовых ванн [35].

Электролитное борирование является высокопроизводительным процессом, однако осуществление этого способа требует применения специального оборудования, кроме того, толщина борированного слоя с различных

сторон изделия может получаться неодинаковой. Это происходит из-за того, что вследствие малой рассеивающей способности электролита на стороне, обращенной к аноду, бора отлагается больше, чем на противоположной. Кроме того, также необходима защита тиглей от агрессивного воздействия чистой буры [34].

Из-за низкой реакционной способности среды процесс насыщения из порошков технологически протекает наиболее медленно из всех перечисленных способов диффузионного борирования, а малая теплопроводность порошков обуславливает необходимость длительного прогрева контейнера, что также существенно влияет на продолжительность процесса борирования. Кроме того, недостатками твердофазного борирования являются: большая продолжительность и, как следствие, малая производительность процесса; большая трудоемкость подготовительных работ (приготовление рабочих смесей); необходимость нагрева и длительной выдержки при высоких температурах; нестабильность борированного слоя по глубине и плотности в пределах одной и той же садки даже на разных участках одной детали.

Существенным недостатком газового борирования является применение токсичных и взрывоопасных газов (BCl_3 , B_2H_6), использование которых требует соблюдения серьезных мер предосторожности. Осуществление способа связано с необходимостью использования специального оборудования. Кроме того, так же как и при электролизном борировании возможно формирование неравномерных по глубине, твердости и плотности слоев.

При борировании из паст или обмазок упрочняемые изделия должны иметь окончательный размер, поскольку из-за тонких боридных слоев последующее их шлифование не допускается [3, 5].

1.5.4 Строение диффузионных боридных покрытий

В настоящее время достоверно установлено, что любое диффузионное насыщение железных сплавов бором приводит к формированию структуры покрытия, состоящего из 2-х слоев, состоящих из боридов FeB и Fe_2B и переходной зоны, представляющей собой твердый раствор бора в металлической основе (см. рис. 4).

При концентрации бора в получающемся покрытии не более 20 мас. %, по мере повышения температуры процесс формирования диффузионного слоя начинается с насыщения α -железа бором. Далее в изотермических условиях происходит насыщение γ -железа (десяти доли процента). Процесс насыщения завершается образованием при температуре 1050 °C и концентрации бора около 9 % первых участков борида Fe_2B флуктуационным способом (на внешней границе слоя твердого раствора образуются флуктуации концентрации). При накоплении атомов бора их концентрация в местах флуктуаций оказывается достаточной для образования FeB (16 вес. % B). Замедлению процесса формирования борированного слоя способствует более низкий коэффициент диффузии бора и железа в боридных фазах, чем в феррите и аустените [5].

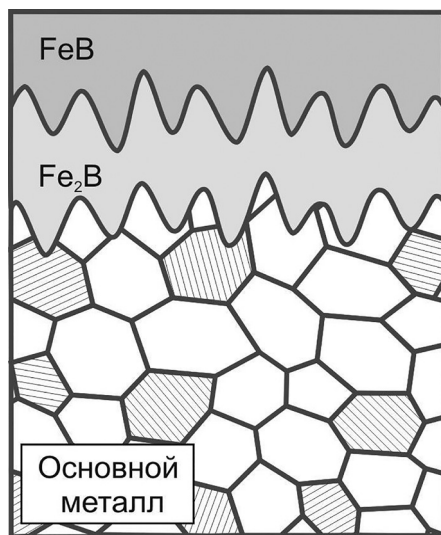


Рисунок 4 – Схема строения диффузионного борированного покрытия

Для самой боридной зоны при этом характерно игольчатое строение. Боридные иглы формируют сплошной слой, срастаясь в основании [2-4]. В то же время степень игольчатости кристаллов определяется механизмом их формирования, а также химическим составом стали. С увеличением содержания углерода в стали боридные иглы укрупняются, а их концы округляются. Легирование стали *Cr*, *Mo*, *Ti*, *W*, *Mg* приводят к формированию менее острых и более разветвленных игл. Следует отметить, что боридные слои на заготовках из конструкционных и инструментальных сталей состоят из боридов *FeB* и *Fe₂B*. При этом *FeB* выделяется преимущественно в поверхностных слоях. Легирующие элементы могут замещать атомы железа в бориде, но самостоятельных боридов не образуют. На сталях ферритного и аустенитного класса преимущественно образуется однофазный слой борида *FeB*. В средне- и высокоуглеродистых сталях непосредственно к боридным иглам примыкают перистые выделения борокарбидной фазы [36].

Свойства диффузионных боридных покрытий слабо зависят от способа, по которому они получены, но в значительной степени определяются основными технологическими параметрами процесса: активностью насыщающей среды, температурой и продолжительностью насыщения, скоростью охлаждения после борирования. Эти параметры определяют глубину слоя, его структуру, остаточные напряжения, фазовый состав.

Для сталей, в частности, имеет большое значение соотношение глубин внешнего слоя фазы *FeB* и внутреннего, прилегающего к основному металлу слоя фазы *Fe₂B* (см. рис. 1). Так соединение *FeB* обладает значительно большей хрупкостью и большей разницей в коэффициентах термического расширения со сталью, которые составляют для *FeB* $\sim 9 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, для *Fe₂B* $\sim 14 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, для сталей $\sim 12 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹. Это обстоятельство

приводит к тому, что двухфазные боридные слои на сталях по сравнению с однофазными (Fe_2B) обладают большей хрупкостью и более высокими остаточными напряжениями, особенно на границах раздела фаз.

Отмечается также, что хорошие эксплуатационные свойства имеют боридные слои, на которых соотношение фаз $FeB:Fe_2B$ составляет не более 1:3. Имеются данные, что в ряде случаев, особенно при динамических нагрузках, однофазные слои обладают более высокими характеристиками [5, 37].

1.5.5 Высокотехнологические способы и технологии повышения пластичности диффузионных боридных покрытий

Известно, что формирование композиционной структуры, например, переплавом уже полученного слоистого покрытия, является эффективным способом повышения их пластичности. Этот подход целиком применим и к упрочняющим диффузионным покрытиям на основе боридов железа.

Такая переплавленная структура помимо собственно боридов железа будет (может) включать в себя и дополнительные фазы с меньшей твердостью. Перспективные методы формирования переплавленной композиционной структуры основаны на обработке поверхностных слоев сталей концентрированными потоками энергии. Борированный слой, полученный по такой технологии, будет состоять из боридов металлов, распределенных в эвтектической матрице Fe – В. Форма боридных кристаллов (образований) будет изменяться от округлой до ромбической. Кроме того, бориды могут выделяться и в форме дендритов, ориентированных в направлении отвода тепла [5]. Известные из литературы способы поверхностного формирования композиционной структуры покрытия связаны с воздействием на материалы лазерного излучения, мощных электронных пучков, а также потоков плазмы и позволяют проводить локальную обработку тех зон деталей, которые подвергаются наиболее интенсивному изнашиванию и контактно-усталостному нагружению [38-40].

Библиографический список

1. Гаркунов, Д.Н. Триботехника: учебник для вузов [Текст] / Д.Н. Гаркунов. – Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1989. – 328.
2. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка стали [Текст] / Ю. М. Лахтин – М.: Профиздат, 1959. – 110 с.
3. Ворошнин, Л. Г. Борирование стали [Текст] / Л. Г. Ворошнин, Л. С. Ляхович – М.: Металлургия, 1978. – 240 с.
4. Глухов, В. П. Боридные покрытия на железе и сталях [Текст] / В. П. Глухов. – Киев: Наукова думка, 1970. – 208 с.
5. Крукович, М. Г. Пластичность борированных слоев [Текст] / М. Г. Крукович, Б. А. Прусаков, И. Г. Сизов. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.

6. *Ишков, А.В.* Износостойкие боридные покрытия для почвообрабатывающих органов сельхозтехники [Текст] / А. В. Ишков, Н. Т. Кривочуров, Н. М. Мишустин, В. В. Иванайский, А. А. Максимов // Вестник Алтайского государственного аграрного университета. – № 9 (71). – 2010. – С. 71-75.
7. *Лякишев, Н. П.* Борсодержащие стали и сплавы [Текст] / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, С. И. Лаппо. – Москва : Металлургия, 1986. – 192 с.
8. *Самсонов, Г. В.* Бориды [Текст] / Г. В. Самсонов, Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов – Москва : Атомиздат, 1975. – 376 с.
9. *Лыгденов, Б.Д.* Исследование фазового состава и дефектного состояния градиентных структур борированной стали 45 [Текст] / Б. Д. Лыгденов, А. Д. Грешилов, Ю. П. Хараев, М. А. Гурьев, А. А. Долгоров // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2010. – Т. 7. – №1. – С. 79 – 83.
10. *Помельникова, А. С.* Особенности структурных превращений, происходящих при образовании кристаллической структуры боридов в сталях [Текст] / А. С. Помельникова, М. Н. Шипко, М. А. Степович // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2011. – № 3. – С. 99 – 106.
11. Жаропрочность слоев боридов переходных металлов на углеродистой стали Ст20 [Текст] / Б. В. Раднаев, А. С. Милонов, Н. Н. Смирнягина // Вестник Бурятского государственного университета. – 2011. – № 3. – С. 199.
12. *Rogl, P.* B – C – Fe Ternary Phase Diagram Evaluation [Text] / P. Rogl // Materials Science International Services GmbH. –1998.
13. Structure evolution upon non-equilibrium solidification of bulk under-cooled Fe – B system [Text] / C. Yang, F. Liu, G. Yang, Y. Zhou // Journal of Crystal Growth. – 2009. – Vol. 311. – P. 404-412.
14. Исследование условий поверхностного модифицирования и легирования отливок из серого чугуна в литейной форме [Текст] / Т. Ж. Жукебаева, С. Г. Канунникова // Труды университета. – 2003. – № 4, – С. 21 – 24.
15. Phase selection in highly undercooled Fe – B eutectic alloy melts [Text] / C Yang, F. Liu, G. Yang, Y. Lu, Y. Chen, Y. Zhou // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2006. – Vol. 16. – P. 39-43.
16. *Войнов, Б. А.* Износостойкие сплавы и покрытия [Текст] / Б. А. Войнов. – Москва : Машиностроение, 1980. – 120 с.
17. *Сизов И. Г.* Разработка научных основ и технологии электронно-лучевого борирования железоуглеродистых сплавов с получением на поверхности боридов тугоплавких металлов [Текст] : дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / И. Г. Сизов. – Москва. – 2003. – 305 с.
18. Структура и свойства хромсодержащих покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки в атмосфере [Текст] / И. М. Полетика, М. Г. Голковский, Т. А. Крылова, М. В. Перовская // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 3. – С. 15-22.
19. *Ворошин, Л. Г.* Борирование промышленных сталей и чугунов [Текст]: справ. пособие / Л. Г. Ворошин – Минск : Беларусь, 1981. – 205 с.
20. *Самсонов, Г. В., Уманский Л. С.* Твердые соединения тугоплавких металлов [Текст] / Г. В. Самсонов, Л. С. Уманский – Москва : Металлургиздат, 1957. – 265 с.
21. *Лякишев, Н. П.* Легирующие сплавы и стали с титаном [Текст] / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, С. И. Лаппо. – Москва : Металлургия, 1985. – 232 с.

22. Овчаренко, П. Г. Влияние хрома и карбида бора на состав и структуру легированных поверхностей отливок из низкоуглеродистых сталей при литье по газифицируемым моделям [Текст] / П. Г. Овчаренко, В. Б. Дементьев, А. Ю. Лещев // Химическая физика и мезоскопия. – 2010. – Т. 12, № 4. – С. 507 – 512.
23. Иванов, С. Г. Особенности диффузии атомов бора и хрома при двухкомпонентном насыщении поверхности стали Cr3 [Текст] / С. Г. Иванов, И. А. Гармаева, А. М. Гурьев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2012. – Т. 9. – № 1. – С. 86 – 88.
24. Hard iron boride (Fe2B) on 99.97 wt. % pure iron [Text] / O. Ozdemir, M. Usta, C. Bindal, A. Ucisik // Vacuum. – 2006. – Vol. 80. – P. 1391–1395.
25. Гармаева, И. А. Структура и свойства инструментальной стали 5ХНВ после борирования [Текст] / И. А. Гармаева, Б. Д. Лыгденов, А. М. Гурьев // Ползуновский альманах. – 2008. – № 3. – С. 197–198.
26. Dorofeev, V. Structure of boronized hot deformed powder materials [Text] / V. Dorofeev, I. Selevtsova // Metal Science and Heat Treatment. – 2000. – Vol. 42, iss. 11-12. – P. 478–483.
27. Лабунец, В. Ф. Износостойкие боридные покрытия [Текст] / В. Ф. Лабунец, Л. Г. Ворошнин, М. В. Киндрачук. – Киев : Техника, 1989. – 158 с.
28. Упрочнение поверхности штамповой оснастки из доэвтектидных сталей [Текст] / Б. Д. Лыгденов, В. А. Бутуханов, Шунчи Мэй, Б. Ш. Цыреторов // Современные наукоемкие технологии. – 2014. – № 4. – С. 76 – 79.
29. Механизм образования боридных игл при диффузионном комплексном борохромиировании из насыщающих обмазок [Текст] / А. М. Гурьев, С. Г. Иванов, С. Г. Иванов, А. Д. Грешилов, С. А. Земляков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3 (52). – С. 35 – 39.
30. Evaluation of boron mobility on the phases FeB, Fe2B and diffusion zone in AISI 1045 and M2 steels [Text] / I. Campos, G. Ramírez, U. Figueroa, J. Martínez, O. Morales // Applied surface science. – 2007. – Vol. 253, iss. 7. – P. 3469–3475.
31. Многокомпонентные диффузионные покрытия [Текст] / Л. С. Ляхович, Л. Г. Ворошнин, Г. Г. Панич, Э. Д. Щербаков. – Минск : Наука и техника, 1974. – 288 с.
32. Effect of boron paste thickness on the growth kinetics of Fe2B boride layers during the boriding process [Text] / I. Campos, O. Bautista, G. Ramirez, M. Islas, J. Parra, L. Zuniga // Applied Surface Science. – 2005. – Vol. 243. – P. 429–436.
33. Соркин, Л. М. Упрочнение деталей борированием [Текст] / Л. М. Соркин. – Москва : Машиностроение, 1972. – 64 с.
34. Смольников, Е. А. Термическая и химико-термическая обработка инструментов в соляных ваннах : 2-е изд., перераб. и доп. / Е. А. Смольников. – Москва : Машиностроение, 1989. – 312 с.
35. Гуревич, Б. Г. Электролизное борирование стальных деталей [Текст] : справ. пособие / Б. Г. Гуревич, Е. А. Говязина – Москва : Машиностроение, 1976. – 72 с.
36. Effect of alloying elements on the formation of boride layer on steel [Text] / M. Blazon, B. Stanojevic, V. Veljkovic // Scripta metallurgica. – 1975. – Vol. 9, iss. 11. – P. 1153–1156.
37. Прогрессивные методы химико-термической обработки [Текст] / под ред. Г. Н. Дубинина, Я. Д. Когана. – Москва : Машиностроение, 1979. – 184 с.
38. Зенин, Б. С., Овечкин Б. Б. Современные технологии модифицирования поверхности и нанесения покрытий [Текст] : учеб. пособие / Б. С. Зенин, Б. Б. Овечкин. – Томск : ТПУ, 2008. – 75 с.

39. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками [Текст] / под ред. Дж. М. Поута и др; пер. с англ. – Москва. : Машиностроение, 1987. – 424 с.
40. *Хасуи, А.* Наплавка и напыление [Текст] пер. с яп. / А. Хасуи, О. Моригаки; пер. с яп. В. Н. Попова; под ред. В. С. Степина, Н. Г. Шестеркина. – Москва. : Машиностроение, 1985. – 240 с.
41. *Соснин, Н. А.* Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение [Текст] / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. – Москва. : Машиностроение, 2008. – 406 с.
42. *Солоненко, О. П.* Высокоэнергетические процессы обработки материалов [Текст] в 18 т. / О. П. Солоненко, А. П. Алхимов, В. В. Марусин и др. – Новосибирск : Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 2000. – Т. 18. – 425 с.
43. Wear behavior of iron boride coatings produced by VPS technique on carbon steels [Text] / E. Galvanetto, F. Borgioli, T. Bacci, G. Pradelli // Wear. – 2006. – Vol. 260. – P. 825–831.
44. Characterization of in situ synthesized TiB₂ reinforcements in iron-based composite coating [Text] / P. Zhang, W. Xibao, L. Guo, L. Cai, H. Sun // Applied Surface Science. – 2011. – Vol. 258. – P. 1592–1598.
45. Defects in the in situ synthesized TiB₂/Fe composite coatings during PTA process [Text] / D. Wu, X. Wang, P. Zhang, L. Cai, H. Sun // Applied Surface Science. – 2011. – Vol. 257. – P. 10119–10125.
46. *Iakovou, R.* Synthesis of boride coatings on steel using plasma transferred arc (PTA) process and its wear performance [Text] / R. Iakovou, L. Bourithis, G. Papadimitriou // Wear. – 2002. – Vol. 252. – P. 1007–1015.
47. *Bourithis, L.* Plasma transferred arc boriding of a low carbon steel: microstructure and wear properties [Text] / L. Bourithis, S. Papaefthymiou, G. Papadimitriou // Applied Surface Science. – 2002. – Vol. 200. – P. 203–218.
48. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов [Текст]: справочник / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев, А. Н. Кокора. – Москва. : Машиностроение, 1985. – 496 с.
49. Лазерное борирование высокопрочного чугуна [Текст] / И. А. Тананко, А. А. Левченко, Р. Т. Гуйва, В. А. Гуйва, Е. Ю. Ситцевая // Физика и химия обработки материалов. – 1991. – №3. – С. 89 – 95.
50. *Walker, M.* Laser surface alloying of iron and 1%C+ 1.4%Cr steel with carbon [Text] / M. Walker, D. R. F. West, W. M. Steen // Met. Technol. – 1984. – Vol. 11. – P. 399–404.
51. Theoretical analysis of heat flow and structural changes during laser transformation hardening of hypoeutectoid steel. Formation of austenite from pearlite [Text] / K. Inoue, E. Ohmura, K. Haruta, S. Uoita // Transactions of Japan Welding Research Institute. – 1987. – Vol. 16, iss. 2. – P. 49–56.
52. *Safonov, A.* Special features of boronizing iron and steel using a continuous-wave CO₂ laser [Text] / A. Safonov // Metal Science and Heat Treatment. – 1998. – Vol. 40. – P. 6–10.
53. *Говоров, И. В.* Повышение контактной прочности функциональных поверхностей стальных изделий при лазерной обработке [Текст] / И. В. Говоров // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2006. – № 2 (10). – С. 74–79.

54. *Du, B.* Syntesis of TiB₂-TiC/Fe nano-composite coatings by laser surface engineering [Text] / B. Du, S. Paital, N. Dahotre // Optics & Laser Technology. – 2013 Vol. 45. – P. 647 – 653.
55. *Солоненко, О. П.* Высокоэнергетические процессы обработки материалов [Текст] в 18 т. / О. П. Солоненко, А. П. Алхимов, В. В. Марусин и др. – Новосибирск : Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 2000. – Т. 18. – 425 с.
56. Методы исследования материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий [Текст] / Л. И. Тушинский, А. В. Плохов, А. О. Токарев, В. И. Синдеев. – Москва. : Мир, 2004. – 384 с.
57. *Eroglu, M.* Boride coatings on steel using shielded metal arc welding electrode: Microstructure and hardness [Text] / M. Eroglu // Surface & Coatings Technology. – 2009. – Vol. 203. – P. 2229–2235.
58. *Fang, J.* Microstructure and properties of TiB₂-containing coatings pre-pared by arc spraying [Text] / J. Fang, Z. Li, Y. Shi // Applied Surface Science. – 2008. – Vol. 254. – P. 3849–3858.
59. *Шиллер, З.* Электронно-лучевая технология [Текст] / З. Шиллер, И. Гайзиг, З. Панцер. – Москва. : Энергия, 1980. – 540 с.
60. О поверхностной закалке стали концентрированным электронным пучком в атмосфере [Текст]: предпринт № 88 – 73 / А. Ф. Вайсман, С. Б. Вассерман, М. Г. Голковский, В. Д. Кедо, Р. А. Салимов – Новосибирск : ИЯФ, 1988 – 32 с.
61. *Гальченко, Н. К.* Структура и триботехнические свойства боридных покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой [Текст] / Н. К. Гальченко, С. И. Белюк, К. А. Колесникова, В. Е. Панин, О. К. Лепакова // Физическая мезо-механика. – 2006. – № 8 (Спец. вып.) – С. 133–136.
62. Электронно-лучевая наплавка в черной металлургии [Текст] / С. И. Белюк, В. П. Самарцев, Н. К. Гальченко, Б.В. Дампилов, С. Ю. Раскошный, К. А. Колесникова // Физическая мезомеханика. – 2006. – № 9 (Спец. вып.). – С. 157–160.
63. Электронно-лучевое модифицирование и борирование железоуглеродистых сплавов [Текст] / Н. Н. Смирнягина, А. П. Семенов, И. Г. Сизов, Н. В. Коробков, Б. И. Целовальников // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – № 3. – С. 45–49.
64. Surface modification of mild steel with Boron Carbide reinforcement by electron beam melting [Text] / M. Iqbal, I. Shaukat, A. Mahmood, K. Abbas, M. A. Haq // Vacuum. – 2010. – Vol. 85, iss. 1. – P. 45 – 47.
65. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование технология, свойства покрытий [Текст] / В. Е. Панин, С. И. Белюк, В. Г. Дураков, Г. А. Прибытков, Н. Г. Ремпе // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34 – 38.
66. Special features of electron-beam boronizing of steels [Text] / I. G. Sizov, N. N. Smirnyagina, A. P. Semenov // Metal Science and Heat Treatment. – 1999. – Vol. 41, iss. 11-12. – P. 516–519.
67. *Сизов, И. Г.* Оценка хрупкости боридных слоев после электронно-лучевого борирования [Текст] / И. Г. Сизов // Современные наукоемкие технологии. – 2005. – № 11. – С. 45–49.
68. Special features of electron-beam boronizing of steels [Text] / I. G. Sizov, N. N. Smirnyagina, A. P. Semenov // Metal Science and Heat Treatment. – 1999. – Vol. 41, iss. 11-12. – P. 516–519.

69. Особенности формирования структуры и свойств поверхностного слоя стали при облучении пучком релятивистских электронов упрочняющих покрытий наплавкой в пучке релятивистских электронов [Текст] / И. М. Полетика, М. Д. Борисов, Г. В. Краев, А. Ф. Вайсман, М. Г. Голковский // *МиТОМ*. – 1997. – № 4. – С. 13–16.

70. Создание бифункциональных покрытий методом электронно-лучевой наплавки [Текст] / И. М. Полетика, М. Г. Голковский, М. В. Перовская, Т. А. Крылова, Р. А. Салимов, С. Ф. Гнусов, Н. К. Гальченко // *Перспективные материалы*. – 2007. – № 1. – С. 78–85.

71. *Ишков, А.В.* Термодинамическое обоснование химических реакций в система В4С-боратный флюс-Fe при ТВЧ-нагреве [Текст] // А.В. Ишков, В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, В.Ф. Аулов, Д.В. Коваль, А.В. Соколов, В.А. Новоженев, А.В. Новоженев / *Известия АГУ*. – 2014. – №3-1 (83). – С. 199-203.

72. *Мишустин, Н.М.* Состав, структура и свойства износостойких покрытий, полученных на сталях 65Г и 50ХГА при скоростном ТВЧ-борировании [Текст] / Н.М. Мишустин, В.В. Иванайский, А.В. Ишков // *Известия ТПУ*. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 68-72.

73. *Соловьев Н.Е.* Исследование взаимодействия оксидов марганца и триады железа с бором [Текст] / Н.Е. Соловьев, В.С. Макаров, Я.А. Угай // *Бориды и материалы на их основе*. – Киев: ИПП. – 1986. – С. 36-44.

74. *Ткачѳв В.Н.* Индукционная наплавка тѳврдых сплавов [Текст] // В.Н. Ткачѳв, Б.Ч. Фиштейн, Н.В. Казинцев, Д.А. Алдырев. – М.: Машиностроение. – 1970. – 184 с.

75. *Семиохин И.А.* Кинетика химических реакций [Текст] // И.А. Семиохин, Б.В. Страхов, А.И. Осипов. – М.: МГУ. 1995. – 275 с.

76. *Искольдский И.И.* Наплавочные боридные тѳврдые сплавы [Текст] / И.И. Искольдский. – М.: Машиностроение. – 1965 – 72 с.

77. *Фомичев О.И.* Исследование тройной диаграммы Fe-Fe₂B-Fe₃C [Текст] / О.И. Фомичев, В.Ф. Катков, А.К. Кушнерева // *Журнал физической химии*. – 1978. – Т. 52. – № 9. – С. 2240–2243.

78. *Аулов В.Ф., Иванайский В.В., Ишков А.В., Коваль Д.В., Кривочуров Н.Т., Соколов А.В.* Получение износостойких композиционных боридных покрытий на стали 65Г при ТВЧ-нагреве // *Технология машиностроения*. – 2015. – № 2. – С. 30-34.

79. *Соловьев С.А., Лялякин В.П., Аулов В.Ф., Ишков А.В., Иванайский В.В., Кривочуров Н.Т., Соколов А.В., Schwamm V.* Комбинированные упрочняющие покрытия для долот анкерных сошников сеялки Amazone // *Вестник АПК Ставрополя*. – 2015. – № 1(17). – С. 73-79.

1.6 Агротехнологические причины упрочнения интенсивно изнашиваемых деталей

Повышение износоустойчивости, долговечности деталей горнорудной промышленности, металлургического оборудования почвообрабатывающих и кормоперерабатывающих рабочих органов, эксплуатирующих в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного изнашивания,

является особо актуальной проблемой в машиностроении. Анализ работы сельскохозяйственной техники показывает, что в процессе ее эксплуатации наибольшие потери времени и расходы средств затрачиваются на запасные части, это происходит из-за их низкой работоспособности. Наиболее быстро изнашиваются почворежущие рабочие органы: лапы культиваторов, сеялки, долота, лемеха, диски лушильников и т.п., в кормопроизводстве – молотки кормодробилок [19, 21-23].

Для подобных деталей нежелательным является притупление режущих кромок, что приводит к нарушению агротехнических требований и сокращению урожайности сельскохозяйственных культур, а при кормопроизводстве снижается производительность и повышается расход энергии.

Стоимость изделий составляет незначительную часть общих затрат хозяйств на приобретение и поддержание работоспособности сельскохозяйственной техники. Затраты на повышение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих и кормоперерабатывающих машин окупаются в очень короткие сроки за счет повышения урожайности, уменьшения простоев снижения расхода горючего и других положительных эффектов исправной работы агрегатов [4,19].

Для обеспечения надежной работы решающим фактором является не изыскание каких-то особых по химическому составу сталей, а применение оптимальной технологии упрочнения рабочего органа.

При правильном выборе материалов износостойкого слоя, методов его нанесения на изнашиваемую поверхность возможно многократное увеличение ресурса деталей при сравнительно небольшом увеличении стоимости, так как затраты на упрочняющие материалы составляют 2-4% от общей цены изделия [23].

В технической литературе, посвященной процессам наплавки, таким как дуговая, газовая, плазменная, электроискровое упрочнение, индукционная и др., преимущество упрочнения различных деталей наплавкой между различными процессами определяется двумя факторами:

- нанесение износостойкого материала на места наибольшего износа детали;
- эффективное использование упрочнения быстроизнашиваемых рабочих органов сельскохозяйственных машин в условиях крупносерийного и массового производства [24-27].

Так в ГОСНИТИ (ФГБНУ ФНАЦ ВИМ) исследован процесс ручной газовой наплавки лемехов, где в качестве упрочняемого материала применялся сормайт. Ввиду низкой производительности и большой потребности кислорода и ацетилена дальнейшая работа по этому методу была прекращена [23, 28].

Для повышения производительности процесса упрочнения проводились исследования с применением метода многоэлектродной наплавки. Требуемого качества наплавки детали достигнуто не было. Наплавленный металл образовался переменной толщины (до 3,5 мм вместо 1,3-2,0). Глубина проплавления основного металла составляла от 1,0 до 2,5 мм, что вызвало прожоги в тонкой части лезвия. В широких пределах возникла неоднородность по химическому составу. Способ не нашел применения для наплавки рабочих органов [29].

Публиковались работы по наплавке рабочих органов графитовым пластинчатым электродом, порошковой лентой, автоматизированной наплавкой, плазменной наплавкой электроискровым методом, по использованию наномодификаторов, но эти технологические процессы распространения не получили из-за низкой производительности и качества наплавленных деталей [23, 25, 28-32].

1.7 Основные факторы, влияющие на формирование упрочняемого покрытия

В 1962 году в РОСТНИИТМе (г. Ростов-на-Дону) осуществили промышленную разработку способа индукционной наплавки рабочих органов сельскохозяйственных машин [33, 34].

Сущность изобретения заключалась в том, что на упрочняемую поверхность наносилась в виде порошка наплавочная шихта, состоящая из гранулированного порошкового материала заданного состава и флюса на основе буры, борного ангидрида силикокальция и др. (рис. 1.1).

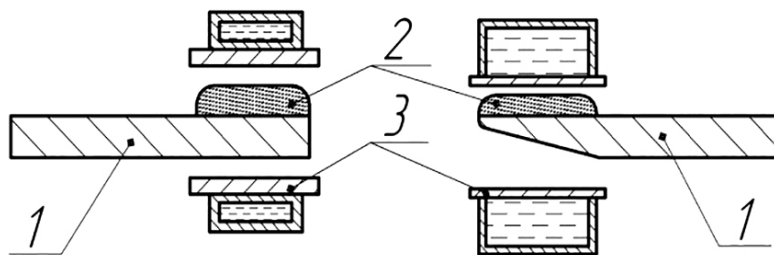


Рисунок 1.1 – Схема наплавки деталей, имеющих в поперечном сечении форму пластины клина: 1 – деталь; 2 – шихта; 3 – индуктор

Наплавочная шихта 2, состоящая из порошка высоколегированного хромистого чугуна или смеси механической типа «ПС» (88-85%) и флюса (12-15%), насыпается на упрочняемый участок детали 1 и помещается в индуктор 3 (между витками индуктора), который подключен к высокочастотному генератору (15-66 или 440 кГц). На поверхности детали создаются вихревые токи и нагревают упрочняемую поверхность. Это тепло передается на плавочной шихте 2, и она расплавляется при температуре 1150-1300 °С.

Условия нагрева упрочняющей поверхности зависят от поперечного сечения. Там, где деталь имеет форму клина, твердый сплав в шихте достигает температуры плавления за разные промежутки времени, что создает участки с перегретым жидким сплавом. На деталях, имеющих форму поперечного сечения в виде параллелепипеда, перегрев отдельных участков выражен в меньшей степени.

Для осуществления процесса индукционной наплавки, независимо от поперечного сечения упрочняемой детали, принято использовать три режима: мягкий, средний и форсированный (табл. 1.1) (при нагреве деталей на генераторе ВЧГ2-100/0,066) [34].

Таблица 1.1–Режимы нагрева упрочняемых деталей

Наименование режима	Показатели щитовых приборов			
	анодный ток, (А)	сеточный ток, (А)	анодное напряжение, U	напряжение*
Мягкий	4,7	0,65/0,75	6,5	0,43
Средний	5,5/4,7	0,8/0,75	7,0/7,5	0,47
Форсированный	6,5/5	0,9/0,7	8,5/9,0	0,6

*Показатели на индикаторе.

Толщина наплавочной шихты в пределах 1,0-3,5 мм, нанесенная на упрочняемую поверхность и состоящая из упрочняемого материала (85-88%) и флюса (12-15%), практически не влияет на характер изменения температуры. Однако интенсивность нагрева зависит от толщины основного металла и его поперечного сечения.

По температурным кривым нагрева и плавления наплавочной шихты процесс делится на три стадии [34]. На первой стадии, когда все компоненты шихты обладают низкой тепло- и электропроводимостью, разница температуры между поверхностью упрочняемого металла и внешним слоем шихты, граничащим с воздухом, непрерывно возрастает и в конце стадии достигает максимального значения. Величина градиента температуры зависит от высоты насыпанного слоя шихты на деталь, она также зависит от величины удельной мощности, вводимой в неё [35-38].

На второй стадии в системе «шихта-металл» происходит изменение интенсивности нагрева между упрочняемой поверхностью и наплавочной шихтой. В этот промежуток времени на изделии образуется ванна, в которой расплавленный флюс очищает упрочняемую поверхность и располагающие на ней зёрна высоколегированного хромистого чугуна и металл-связку с частицами феррохрома от оксидов. Это увеличивает тепло- и электропроводность в наплавляемом слое. Вследствие этого в течение всего периода этой стадии происходит уменьшение в разнице температур между упрочняемой поверхностью и слоем шихты [23, 34].

В конце второй и в начале третьей стадии на упрочняемой поверхности изделия образуется отдельными участками и сплошным слоем (на форсированных режимах) расплав упрочняемых материалов. Из-за эффекта близости происходит перераспределение индуцируемого в детали тока. На границе слоя, контактирующей с упрочняемой поверхностью, возникают вихревые токи, которые движутся за фронтом расплава, и растёт доля теплоты, выделяющаяся непосредственно в расплаве упрочняющего покрытия [23, 34].

Но стадийный анализ нагрева поверхности детали и наплавочной шихты до стадии расплавления выявил, что наиболее продолжительной является вторая стадия, она составляет около 80% времени в процессе упрочнения детали индукционным методом.

Проведенные исследования по увеличению скорости нагрева показали, что за счет повышения выходной мощности генератора путем пересогласования с нагрузкой можно поднять производительность процесса на 20-30%

[35-38]. Однако увеличение скорости нагрева на второй стадии (например, на жестком режиме) сдвигает температуру окончания и процесса в интервал высоких температур (1670-1720 К) [15, 17, 35]. Это приводит к образованию нежелательных структур в наплавляемом слое.

При определенной интенсивности нагрева системы «шихта-металл», оцениваемой по оптимальной продолжительности нахождения детали в индукторе (τ_k) и времени с начала плавления (τ_e) шихты, решающее влияние оказывает степень перегрева после завершения процесса наплавки [34].

Степень перегрева (Ψ) определяется по формуле:

$$\Psi = [(\tau_e - \tau_k) / \tau_k \cdot 100\%, \quad (1.1)$$

где τ_e – время нахождения детали в индукторе при включенном нагреве всего наплавляемого участка или определенного участка при непрерывно-последовательном способе, с;

τ_k – продолжительность нагрева до расплавления шихты на каком-либо первом участке наплавляемой поверхности, с.

При расплавлении зерен сплава на одном участке (τ_k) без изменения подводимой мощности для того, чтобы расплавить шихту на всей наплавляемой поверхности (τ_e), на первом участке достигается температура значительно выше температуры ликвидуса сплава. Это приводит к резкому увеличению скорости растворения основного металла в расплаве. Установили, что причиной развития при кристаллизации менее износостойкой доэвтектической зоны наплавляемого слоя является растворение основного металла в жидкой ванне твердого сплава [34]. Создание различных структурных зон: заэвтектической, эвтектической, доэвтектической – происходит при индукционной наплавке твердого сплава на лезвии рабочих органов, имеющих как форму пластины, так и клина, или более сложную. При этом, чем сложнее поперечное сечение упрочняемой детали, тем больше создаются условия для формирования нежелательных структур в процессе затвердевания наплавленного сплава. Размер их может изменяться за счет друг друга [34-38].

Кроме того, на образование неоднородной структуры в наплавленном упрочненном слое влияют технологические условия: отсутствие возможности регулирования работой ВЧ-генератора в процессе нагрева и плавления шихты на поверхности упрочняемого изделия [23, 35-38]; отсутствие методов регистрации температуры нагрева поверхности детали при достижении ею момента плавления порошковых материалов; метод определения температуры плавления порошковых материалов; способов наплавки и конструкции индукторов [6, 23]; изменение напряжения в сети в течение смены может меняться (до 20%) [19, 34]; состояние проката, вогнутость, выпуклость и шероховатость – до 20% [6, 23]; коробление детали в процессе наплавки [23]; технологические факторы [35-38].

Перечисленные физические, химические и технологические факторы оказывают значительное влияние на неравномерный нагрев и плавление наплавочной шихты и формирование неоднородной структуры в наплавленном слое упрочняемых деталей [6, 7, 23, 35-38].

1.8 Физико-химическое моделирование металлургических процессов сварки и наплавки

Получение металлов и сплавов, сварных швов, износостойких покрытий связано с протеканием сложных физико-химических процессов в различных технологических условиях [39]. Максимальный вклад в формирование состава слитка, отливки вносят химические реакции, протекающие на межфазных границах в системе металл-шлак-газ [40].

Разработка математических моделей физико-химических процессов в системе металл-шлак-газ на основе фундаментальных законов термодинамики, химической кинетики и тепломассопереносы применительно к индукционной наплавке позволит прогнозировать химический состав наплавленного сплава и шлака на стадии проектирования технологических процессов.

В настоящее время разработаны математические модели процессов производства выплавки стали в дуговых электропечах, рафинирование в ковше синтетическим шлаком, при электронно-лучевом переплаве. В создании перечисленных математических моделей учитывались особенности металлургических процессов [40-63].

В последние годы математические модели химических процессов разработаны для близких к индукционной наплавке процессов – электрошлаковая сварка, дуговая сварка под флюсом, электрошлаковая наплавка и др. [51]. Создание подобных методов важно в теоретическом отношении, так как близость расчетных и опытных данных является определенным указанием на соответствие принятой расчетной схемы физической картины взаимодействия фаз, в том числе и при индукционном методе упрочнения [52].

Математические методы прогнозирования химического состава наплавленного сплава создают условия оптимизации процесса индукционной наплавки твердого сплава еще на стадии технологической разработки посредством выбора методов, материалов и режимов, которые могут обеспечивать максимально однородный состав наплавленного слоя (износостойкого покрытия на упрочняемой поверхности изделия) [43].

На основании общих положений, изложенных в работах [42-60], была разработана физико-химическая модель индукционной наплавки, которая учитывает следующие факторы:

- одновременное протекание реакций на границе поверхности основного металла + шлак, зерна твердого сплава-шлак; между всеми интересующими элементами и их взаимные влияния;
- взаимодействие зерен твердого сплава и флюса-шлака в процессе возникновения расплавленных участков на поверхности упрочняемого металла (I стадия);
- образование расплавленных участков твердого сплава и на упрочняемой поверхности и на нем расплавленного шлака (II стадия);
- формирование расплавленного слоя на упрочняемой поверхности из расплава твердого сплава, шлака и минимальным подплавлением основного металла (II стадия).

В модели использован ряд упрощающих допущений:

1. Химический состав твердого сплава и шлака на каждой стадии в данный момент одинаков (идеальное смешение) [43].

2. Поверхность взаимодействия твердого сплава со шлаком на каждой стадии в кинетическом отношении однородна и может быть описана некоторыми средними во времени площадью и константой массообмена [51].

3. Взаимодействием шлака с газовой фазой, в соответствии с данными автора [54], в первом приближении можно пренебречь.

Блок-схема взаимодействия фаз при индукционной наплавке приведена на рисунке 1.2.



Рисунок 1.2 – Блок-схема взаимодействия фаз при индукционной наплавке

Материальный баланс (Эс) кг/с) для рассматриваемого элемента в расплаве твердого сплава (металлическая ванна) может быть описан согласно схеме (см. рис. 1.2):

$$\frac{G_{Mej}}{100} * \frac{d[Э_i]_j}{d\tau} = v_{mj} \frac{[Э_i]_{j-1}}{100} - J_j S_j M - v_{mj} \frac{[Э_i]}{100} \quad (1.1)$$

$$\frac{G_{Me4}}{100} * \frac{d[Э_i]_4}{d\tau} = v_{m1} \frac{[Э_i]_1}{100} + v_{m1} \frac{[Э_i]_2}{100} + v_{m1} \frac{[Э_i]_3}{100} - J_4 S_4 M - v_{m4} \frac{[Э_i]_{m}}{100}, \quad (1.2)$$

где G_{Mej} – масса жидкого металла на j , кг;

τ – время сварки, с;

$[Э_i]_j$ – содержание i -го элемента в металле на %;

v_{mj} – скорость плавления (v_m – кристаллизация) металла на стадии;

J_j – скорость перехода элемента в шлак на стадии j , т.е. химической реакции, моль $Э_i / (м^2 * с)$;

S – площадь реакционной поверхности;

M – молекулярная масса элемента;

$[Э_i]_m$ – содержание i -го элемента в металле шва.

Левая часть уравнения (1.2) описывает изменения содержания i -го элемента на стадии j , первый член правой части – скорость поступления элемента (с расплавленным металлом) в жидкость на данной стадии, второй – скорость перехода элемента в шлак вследствие химических реакций, третий – скорость ухода элемента (стадии 1, 2) в твердый сплав.

Скорость изменения содержания элемента в металлической ванне и уравнение (1.2) связаны с поступлением элемента в ванну с расплавляющимися порциями твердого сплава, а также убылью из него вследствие химических реакций и кристаллизации наплавляемого слоя.

В квазистационарном режиме левой частью уравнений (1.1) и (1.2) можно пренебречь, что существенно ускоряет расчеты. Анализ нестационарного процесса показал [39, 54], что ее следует учитывать лишь применительно к металлической ванне из-за больших значений G_{Me4} в начале процесса.

Материальный баланс того же элемента \mathcal{E}_i в шлаке в форме выразим уравнением:

$$\frac{G_{ш}}{100} * \frac{(\mathcal{E}_i n O_m)}{d\tau} = \sum_{j=1}^4 J_j S_j \frac{M_{ок}}{nM} + v_{ок1} - v_r - v_{\kappa}, \quad (1.3)$$

где $G_{ш}$ – масса шлака (кг);

$(\mathcal{E}_i n O_m)$ – массовое содержание данного оксида в шлаке (%);

$M_{ок}$ – молекулярная масса оксида $\mathcal{E}_i n O_m$.

Первое слагаемое (сумма) в правой части уравнения (1.3) выражает скорость поступления элемента в шлак из металла вследствие химических реакций на перечисленных выше четырех стадиях, слагаемые v_{oki} – скорости поступления i -го элемента из зерен твердого сплава и с поверхности изделия при растворении окисных пленок. Значение v_{oki} легко рассчитывается по составу окисных пленок, их плотности ρ_{oki} , сечению S_{oki} и линейной скорости плавления металла $v_{ок1}$, а именно $v_{oki} = v_{нлж} S_{oki} \rho_{oki} (\mathcal{E}_i n O_m)_{oki} / 100$.

Скорость ухода оксида в шлаковую корку определяется уравнением,

где $v_{св}$ – скорость наплавки, м/с; S_{κ} , ρ_{κ} – площадь сечения и плотность шлаковой корки.

Потери через реакции с газом можно оценить с помощью выражения $v_r = J_r [\rho_{02} (\mathcal{E}_i) \dots] S_r$, где S_r – площадь поверхности газ – шлак, м²; и $J_r [\rho_{02} (\mathcal{E}_i) \dots]$ – скорость взаимодействия с газом элемента, зависящая от состава шлака и газа, $\mathcal{E}_i n O_m / (с * м^2)$ кг.

Состав металлической и шлаковой ванн (%) связан с составами шва и шлаковой корки коэффициентами ликвации x и $x_{0\kappa}$ между этими фазами.

$$\frac{[\mathcal{E}_i]_{ш}}{[\mathcal{E}_i]_4} = x; \frac{(\mathcal{E}_i n O_m)_{\kappa}}{(\mathcal{E}_i n O_m)} = x_{ок}. \quad (1.4)$$

Из уравнения (1.1), пренебрегая нестационарностью, находим выражение для расчета концентрации элемента на стадиях 3 и 4 – начала и образования наплавляемого слоя:

$$[\mathcal{E}_i]_j = [\mathcal{E}_i]_{j-1} - \frac{J_j S_j M * 100}{v_{mj}}. \quad (1.5)$$

Для определения изменения концентрации $[Э_i]$ любого элемента в расплаве твердого сплава оксида $Э_i n O_m$ в шлаковой ванне разобьем время наплавки τ_n на 100...200 таких достаточно малых отрезков времени τ , в течение которых скорости химических реакций можно считать постоянными. Тогда для промежутка времени от $k\tau$ до $(k+1)\tau$ изменения концентраций элементов в металле и их оксидов в шлаке, согласно уравнениям (1.2)-(1.5), равны:

$$\Delta[Э_i]_4^{k+1,k} = \left(\sum_{j=1}^3 v_{mj} [Э_i]_j + v_{n,m} [Э_i]_{n,m} - J_4^k S_4 M * 100 - v_{m4} x [Э_i]_4^k \right) \frac{\Delta \tau}{G_{Me4}}; \quad (1.6)$$

$$[Э_i]_4^{k+1} = [Э_i]_4^k + \Delta[Э_i]_4^{k+1,k}$$

$$\Delta(Э_i n O_m)^{k+1,k} = \left[\sum_{j=1}^4 J_4^k S_j \frac{M_{ок}}{nM} + \sum_{j=1}^3 v_{oj} + v_{n,m} - v_r - v_{ce} S_k x_{ок} \rho_k * \frac{(Э_i n O_m)^k}{100} \right] \frac{100 \Delta \tau}{G_m}; \quad (1.7)$$

$$(Э_i n O_m)^{k+1} = (Э_i n O_m)^k + \Delta(Э_i n O_m)^{k+1,k}$$

Выбор шага интегрирования во времени τ может проводиться и автоматически, из условия заданной максимальной величины изменения состава металла и шлака, например, 1%.

Отметим, что уравнение (1.7) позволяет определить $[Э_i]_j^k$ для любого промежутка времени k , если известно значение J_j^k .

Расчет состава шва проводится последовательно – вначале для первого промежутка времени, когда составы фаз известны, по уравнению (1.7) находим составы металла после взаимодействия на стадиях 1, 2, 3, а затем, с помощью выражения (1.6), – на стадии образования ванны к моменту времени $(k+1)\tau$. Содержание элемента в шве определяем по уравнению (1.3). Если влияние нестационарности несущественно и для металлической ванны, то из выражений (1.3) и (1.4) имеем:

$$[Э_i]_4^k = \frac{1}{v_{m4} x} \left(\sum_{j=1}^4 v_{mj} [Э_i]_{j-1} + v_{n,m} [Э_i]_{n,m} - J_4^k S_4 M * 100 \right). \quad (1.8)$$

В этом случае состав металла шва изменяется во времени лишь в результате изменения состава шлака, что отражается на значениях J_j (о чем сказано ниже), а также вследствие варьирования скорости подачи легирующих добавок в ванну $v_{n,m}$ [45].

Для отыскания скоростей реакции J_j используем методику работы [48], примененную ранее для анализа химических процессов при ЭПС [56] и дуговой сварке под флюсом [52], поскольку она подробно изложена в этих работах.

Взаимное влияние одновременно протекающих реакций отражается описанием реакций с использованием одного и того же общего реагента FeO:

$$\frac{n}{m} [Э_i] + (FeO) = [Fe] + \frac{1}{m} (Э_i n O_m). \quad (1.9)$$

Скорость этих реакций, например, $n = 1(MnO, SiO_2, TiO_2, \dots)$, описывается уравнением [47]

$$J_j = \frac{(K_j X_j)^m [\Theta_i]_{j-1} - (\Theta_i n O_m)}{\frac{(K_j X_j)^{m_{\text{ок}}}}{K_j^0} + \frac{(K_j X_j)^m M * 100}{\beta_j \rho_{\text{Ме}} \sqrt{D_j}} + \frac{M_{\text{ок}} * 100}{\beta_j \rho_{\text{ш}} \sqrt{D_{\text{ок}}}} + \frac{(K_j X_j)^m M * 100 S_j}{v_{\text{нп}}}} \quad (1.10)$$

В случае $n = 2$ (для Cr_2O_3 , Al_2O_3 , V_2O_5 , P_2O_5 , ...)

$$J_j = \frac{K_j^m (a_{ij} + c_{ij}) [\Theta_i]_{j-1} - \frac{b_{ij} + d_{ij}}{2 X_i^m}}{K_j^m (a_{ij} + c_{ij})^2} * \left(1 - \sqrt{1 - \frac{\left\{ K_j^m [\Theta_i]_{j-1}^2 - \frac{(\Theta_i n O_m)_{j-1}}{X_j^m} \right\} * K_j^m (a_{ij} + c_{ij})}{\left\{ K_j^m (a_{ij} + c_{ij}) [\Theta_i]_{j-1} - \frac{b_{ij} + d_{ij}}{2 X_j^m} \right\}^2}} \right), \quad (1.11)$$

где X_j – концентрация закиси железа у поверхности раздела металл-шлак на стадии j ;

$$K_j = \frac{(\Theta_i n O_m)^{1/m}}{(\text{FeO}[\Theta_i])^{n/m}}, \quad (1.12)$$

где – равновесное соотношение концентрации элементов и оксидов для реакции (1.9);

β_j – константа конвекции, $\text{с}^{-1/2}$;

D_j и $D_{\text{ок}}$ – коэффициенты диффузии, $\text{м}^2/\text{с}$;

K_j^0 и α_i – опытные константы, описывающие разряд иона Θ_i^{2m+} ;

$\rho_{\text{Ме}}$ и $\rho_{\text{ш}}$ – плотность металла и шлака, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Выражение (1.11) содержит одну неизвестную величину X_j , которая может быть найдена из уравнения материального баланса с учетом электролитических эффектов. Поскольку общий диффузионный поток для $\text{FeO} - J_{\text{FeOj}}$ складывается из частных, расходуемых на окисление всех элементов, для отыскания X_j решаем уравнение [55]:

$$\sum_{i=1}^i \frac{m}{n} J_j = J_{\text{FeOj}} \pm \frac{i_j}{2F}, \quad (1.13)$$

где i_j – плотность тока на соответствующей стадии, $\text{А}/\text{м}^2$;

F – число Фарадея.

Влияние всех факторов на скорость каждой реакции здесь учитывается соответствующим изменением X_j при решении уравнения (1.11).

Надо иметь в виду, что при значительном изменении составов металла и шлака в объеме и на границе их раздела следует учитывать изменения величин K_j в уравнениях (1.12, 1.13), связанные с изменением коэффициентов активности. Этот учет легко осуществляется в каждом цикле расчетов, если известны зависимости коэффициентов активностей от состава металла и шлака.

В результате химических реакций и воздействия других факторов масса шлака изменяется во времени. Это изменение можно учесть с помощью уравнения:

$$G_w^{k+1} = G_w^k + \sum_{i=1}^I \sum_{j=1}^4 J_j^k \left(M - \frac{m}{n} M_{Fe} \right) S_j \Delta \tau + \sum_{j=1}^3 v_{oxy} S_{oxy} \rho_{oxy} \Delta \tau + v_{oxide} \Delta \tau - v_{ox} S_k \rho_k \Delta \tau - \sum_{i=1}^I v_r \Delta \tau. \quad (1.14)$$

Двойная сумма в правой части уравнения (1.13) описывает прибыль массы шлака за промежуток времени τ за счет реакций (1.5) со всеми элементами на всех четырех стадиях, остальные слагаемые – последовательное изменение массы шлака при растворении окисных пленок, образовании шлаковой корки, уходе элементов в газовую фазу.

Система уравнений (1.8)-(1.12), (1.14) представляет собой общую математическую модель, позволяющую прогнозировать химический состав металла и шлаки при индукционной наплавке.

Входными параметрами модели являются составы основного и твердого сплава, флюса, скорости их плавления, площади поверхностей взаимодействия, толщина и состав окисных пленок, коэффициенты ликвации и другие величины, входящие в указанные выражения. Выходными параметрами являются состав твердого сплава, состав и масса флюса, скорости реакций.

Данная модель позволяет прогнозировать химический состав наплавленного слоя (табл. 1.2).

Таблица 1.2 – Содержание химических элементов в шихте и наплавленном сплаве

№ п/п	Марка сплава	Химический состав, %									
		в шихте					в наплавленном слое*				
		C	Si	Mn	Cr	P	C	Si	Mn	Cr	P
1	ПГ-С 27	3,8	1,9	1,3	25,7	-	$\frac{3,1}{3,5}$	$\frac{1,5}{1,9}$	$\frac{0,9}{1,2}$	$\frac{24,7}{26,1}$	-
2	ПГ-УС 25	4,1	2,5	1,8	35,7	-	$\frac{3,5}{3,8}$	$\frac{2,1}{2,4}$	$\frac{1,5}{1,7}$	$\frac{34,2}{35,1}$	-
3	ПС-14-60	5,3	2,5	1,0	36,1	0,25	$\frac{4,5}{5,0}$	$\frac{2,1}{2,6}$	$\frac{0,8}{1,2}$	$\frac{34,2}{35,7}$	1

* Данные, полученные расчетным методом.

Потери наплавляемых компонентов происходят не только за счет перехода их в шлак, но и за счет кристаллизации отдельных частиц расплавленного металла в нем (рис. 1.3). Таким образом, математическая модель физико-химических процессов индукционной наплавки позволяет прогнозировать химический состав наплавленного слоя [63].



Рисунок 1.3 – Закристаллизовавшиеся частицы расплава (1) в шлаке (2)

1.9 Моделирование тепловых процессов при нагреве многослойного материала с фазовым переходом в одном из слоев

В машиностроении для осуществления процессов термообработки (закалка, отпуск, нормализация) широко используют прогрессивные способы нагрева материалов, сред и готовых изделий за счет их способности к взаимодействию с переменным электромагнитным полем высокой частоты. Высокочастотный бесконтактный нагрев также широко применяется при упрочнении готовых и ремонтируемых изделий индукционной наплавкой различных сплавов. В последнее время для увеличения интенсивности протекания процессов химико-термической обработки ТВЧ- и СВЧ-нагрев материалов проводится возбуждение в их слоях замкнутых токов, и вследствие этого выделяется энергия, при этом происходит ее диссипация в виде тепла, разогревающего поверхность детали. В этом случае, учитывая «непрозрачность» большинства электропроводящих материалов для электромагнитного поля, разогрев его осуществляется путем распространения тепловой волны от относительно тонкого скин-слоя, в котором под воздействием внешнего переменного поля возникают вихревые токи.

Однако практическая реализация ТВЧ-нагрева многослойных материалов затруднена из-за различных коэффициентов поглощения электромагнитного поля слоями материала, возникновения противополя и вторичных эффектов, что усложняет выбор оптимальных значений технологического процесса и делает такие способы нагрева во многом эмпирическими. В то же время методология взаимодействия переменного электромагнитного поля с многослойной средой хорошо известна, соответствующая задача в случае зависящих от температуры параметров материала решена.

Разработка математической модели ТВЧ-нагрева многослойного материала при осуществлении фазового перехода (плавления) в одном из его слоев является необходимой задачей теоретических исследований процесса

индукционной наплавки высоколегированных хромистых белых чугунов на углеродистые и низколегированные стали.

В качестве конкретного примера многослойного материала будем рассматривать образец (заготовку) для индукционной наплавки (упрочнения) твердым сплавом (шихтой) прямоугольной формы и конечной длины, помещенной в высокочастотное электромагнитное поле, где деталь в нем нагревается с двух сторон (щелевой индуктор) (рис. 1.4).

Наплавочная шихта 1 наносится на прямоугольную пластину 2 в месте ее максимального износа с края одного торца детали длиной h (lh). Затем пластина помещается в высокочастотное электромагнитное поле индуктора, после включения которого на внешних границах упрочняемой поверхности с окружающей средой в скин-слоях 3 с толщиной δ за счет взаимодействия вихревых токов с материалом начинает выделяться тепловая энергия, которая нагревает ее до T_i и расплавляет наплавочную шихту. Будем считать, что слой 1 прозрачен для электромагнитного поля, поэтому его расплавление осуществляется от тепла нагреваемой пластины 2. Будем также считать, что конкретные числовые значения температур и других параметров в слоях распределены в интервалах T_i-T_j , x_i-x_j как непрерывные случайные величины [64].

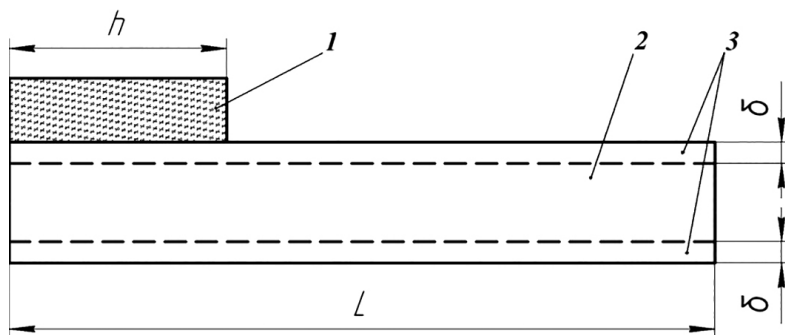


Рисунок 1.4 – Схема многослойного материала: 1 – расплавляемый слой; 2 – слой основного упрочняемого материала; 3 – скин-слой

Так как $l \geq h$, то можно предположить, что на открытых границах слоя 2 происходит теплообмен со средой, решение общей задачи распадается на два этапа: первый (тепловая задача нагрева пластины) – рассматривается только нагрев пластины сверху и снизу полем плоского источника (слой 3) до $T_{пл}$. шихты; второй (тепло-массообменная задача) – рассматривается процесс фазового перехода в слое 1 и перемещение фронта расплава от границы 2-1 до границы 1 – окружающая среда. Феноменологически на первом этапе задача может быть решена как классическая задача Ньютона, а на втором – аналогично задаче о тепло-, массообмене при фазовом переходе с движущейся границей (задача Стефана).

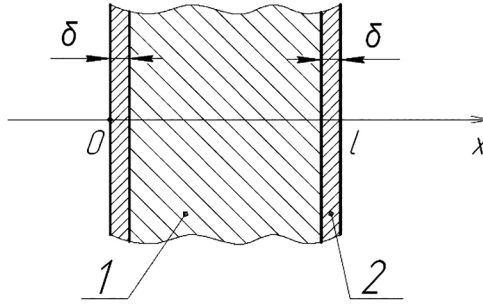


Рисунок 1.5 – К решению задачи на первом этапе

Первый этап. Будем считать слой 2 бесконечным с толщиной l , его нагрев осуществляется одновременно теплом двух плоских источников, направление теплопередачи от источников – антипараллельное, в начальный момент времени температура пластины равна температуре среды T_c . Выберем систему координат и введем обозначения (рис. 1.5).

Тогда изменение температуры слоя 1 может быть определено по формулам (1-3):

$$\frac{\partial T_1}{\partial t} = a_1^2 \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + f(x); \quad (1.15)$$

$$\frac{\partial T_1}{\partial x} /_{x=0} = \alpha_1 [T_1(\theta, t) - T_c]; \quad (1.16)$$

$$\frac{\partial T_1}{\partial x} /_{x=l} = -\alpha_1 [T_1(l, t) - T_c]; \quad (1.17)$$

где T_1 – температура пластины, $^{\circ}\text{C}$;

$a_1^2 = \frac{\lambda_1}{c_1 \rho_1}$ – температуропроводность ($\text{Вт}/(\text{м}^2, ^{\circ}\text{C})$;

λ_1, c_1, ρ_1 – теплопроводность ($\text{Вт}/(\text{м}, ^{\circ}\text{C})$), удельная теплоемкость ($\text{Дж}/\text{кг}^{\circ}\text{C}$) и плотность ($\text{кг}/\text{м}^3$) основного материала соответственно;

α_1 – коэффициент теплообмена основного материала с воздухом;

T_c – температура окружающей среды.

Для отыскания функции плоского теплового источника $f(x)$ в системе проведем замену переменных: $T_1(x, t) = \vartheta(x, t) + T_c$, тогда первая часть бинарной тепловой задачи сводится к следующей:

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = a_1^2 \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} + f(x), \quad (1.18)$$

где $\vartheta /_{t=0} = T_1 /_{t=0} - T_c = T_c - T_c = 0$, а граничные условия принимают вид:

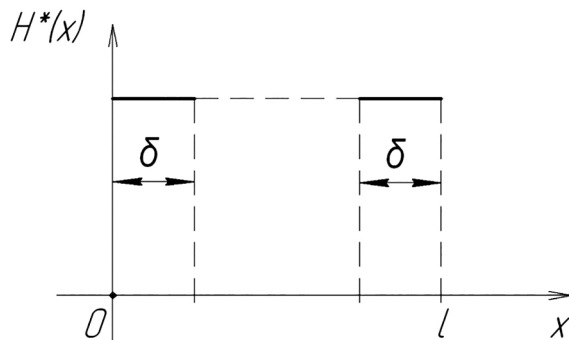


Рисунок 1.6 –Дифференциальная функция теплового источника в слое 1

$$\vartheta|_{x=0} = 0; \quad \frac{\partial \vartheta}{\partial x}|_{x=0} = 0; \quad \frac{\partial \vartheta}{\partial x}|_{x=l} = 0. \quad (1.19)$$

Для определения полной функции теплового источника $f(x)$ вначале определим соответствующую дифференциальную функцию $H^*(x)$ с учетом сделанных ранее допущений (рис. 1.6).

$$H^*(x) = \begin{cases} 0, & \text{при } x < 0; \\ 1, & \text{при } 0 < x < d; \\ 0, & \text{при } d < x < l-d; \\ 1, & \text{при } l-d < x < l; \\ 0, & \text{при } x > l. \end{cases} \quad (1.2)$$

Тогда $f(x) = Q_0 \times H^*(x)$, где Q_0 – теплота, выделяющаяся в слое 2 (может быть рассчитана, например, по [40]).

Для решения тепловой задачи на первом этапе разложим $f(x)$ в гармонический ряд Фурье:

$$f(x) = \frac{f_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} f_n \cos \frac{n\pi x}{\ell}, \quad (1.21)$$

где:

$$f_n = \frac{2}{\ell} \int_0^{\ell} Q_0 H^*(x) \cos \frac{n\pi x}{\ell} dx; \quad f_0 = \frac{2}{\ell} \int_0^{\ell} Q_0 H^*(x) dx,$$

$$f_0 = \frac{2}{\ell} \int_0^{\ell} Q_0 H^*(x) dx = \frac{2}{\ell} \left[\int_0^d Q_0 dx + \int_{l-d}^l Q_0 dx \right] = \frac{2}{\ell} (Q_0 d + Q_0 (\ell - \ell + d)) = \frac{2Q_0}{\ell} 2d = \frac{4Q_0 d}{\ell};$$

$$f_n = \frac{2}{\ell} \int_0^{\ell} Q_0 H^*(x) \cos \frac{n\pi x}{\ell} dx = \frac{2}{\ell} \left[\int_0^d Q_0 \cos \frac{n\pi x}{\ell} dx + \int_{l-d}^l Q_0 \cos \frac{n\pi x}{\ell} dx \right] = \frac{2Q_0}{\ell} \left[\frac{\ell}{n\pi} \sin \frac{n\pi x}{\ell} \Big|_0^d + \frac{\ell}{n\pi} \sin \frac{n\pi x}{\ell} \Big|_{l-d}^l \right] =$$

$$= \frac{2Q_0}{\ell} \frac{\ell}{n\pi} \left(\sin \frac{n\pi d}{\ell} - \sin \frac{n\pi (\ell - d)}{\ell} \right) = \frac{2Q_0}{n\pi} 2 \sin \frac{n\pi (2d - \ell)}{2\ell} \cos \frac{n\pi}{2} = -\frac{4Q_0}{n\pi} \sin \frac{n\pi (\ell - 2d)}{2\ell} \cos \frac{n\pi}{2}$$

Тогда $f(x)$ будет:

$$f(x) = Q_0 \left[\frac{2\delta}{\ell} - 4 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n\pi} \sin \frac{n\pi(\ell-2\delta)}{2\ell} \cos \frac{n\pi}{2} \cos \frac{n\pi x}{\ell} \right]. \quad (1.22)$$

Если теперь представить функцию $\mathcal{G}(x, t)$ в виде:

$$\mathcal{G}(x, t) = T_0(t) + \sum_{n=1}^{\infty} T_n(t) \cos \frac{n\pi x}{\ell}; \quad (1.23)$$

$$\frac{dx}{dt} = T_0^1 + \sum_{n=1}^{\infty} T_n^1(t) \cos \frac{n\pi x}{\ell};$$

$$\frac{\partial \mathcal{G}}{\partial x} = \sum_{n=1}^{\infty} T_n \left(-\frac{n\pi}{\ell} \right) \sin \frac{n\pi x}{\ell}; \quad \frac{\partial^2 \mathcal{G}}{\partial x^2} = -\sum_{n=1}^{\infty} T_n \left(\frac{n\pi}{\ell} \right)^2 \cos \frac{n\pi x}{\ell}, \quad (1.24)$$

то условие (1.19) выполнится автоматически, а температура слоя 2 может быть вычислена по формуле:

$$T_0^1 + \sum_{n=1}^{\infty} T_n^1(t) \cos \frac{n\pi x}{\ell} = -\sum_{n=1}^{\infty} T_n \left(\frac{n\pi \alpha_1}{\ell} \right)^2 \cos \frac{n\pi x}{\ell} + \frac{2\delta Q_0}{\ell} - 4Q_0 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n\pi} \sin \frac{n\pi(\ell-2\delta)}{2\ell} \cos \frac{n\pi}{2} \cos \frac{n\pi x}{\ell} \quad (1.24)$$

При подстановке (1.20) в уравнение (1.18) получим два уравнения относительно $T(t)$, исходя из следующего равенства:

$$T_0^1 - \frac{2\delta Q_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} \left[T_n^1 + \left(\frac{n\pi \alpha_1}{\ell} \right)^2 T_n + 4Q_0 \frac{1}{n\pi} \cos \frac{n\pi(\ell-2\delta)}{2\ell} \cos \frac{n\pi}{2} \right] \cos \frac{n\pi x}{\ell} = 0; \quad (1.25)$$

первое: $T_0^1 - \frac{2\delta Q_0}{2} = 0; \quad \text{при } T_0 \Big|_{t=0} = 0; \quad T_0 = \frac{2\delta Q_0}{\ell} t \quad (1.26)$

второе: $T_n^1 + \left(\frac{n\pi \alpha_1}{\ell} \right)^2 T_n + \frac{4Q_0}{n\pi} \cos \frac{n\pi(\ell-2\delta)}{2\ell} \cos \frac{n\pi}{2} = 0. \quad (1.27)$

Уравнения (2.12, 2.14) легко преобразуются к виду:

$$T_n^1 + AT_n + B = 0 \quad (1.28)$$

заменой: $z = T_n + \frac{B}{A}$, а общее решение для $\mathcal{G}(x, t)$ будет:

$$\mathcal{G}(x, t) = \frac{2\delta Q_0}{\ell} t + \sum_{n=1}^{\infty} 4Q_0 \left(\frac{\ell}{n\pi \alpha_1} \right)^2 \frac{1}{n\pi} \cos \frac{n\pi(\ell-2\delta)}{2\ell} \cos \frac{n\pi}{2} \left[\exp \left(-\left(\frac{n\pi \alpha_1}{\ell} \right)^2 t - 1 \right) \right] \cos \frac{n\pi x}{\ell}. \quad (1.29)$$

Тогда $T_l(x, t) = \mathcal{G}(x, t) + T_c$ – есть общее решение задачи на первом этапе.

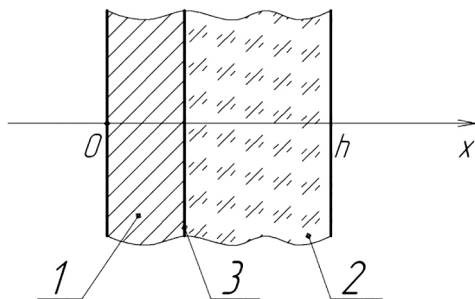


Рисунок 1.7 – К решению задачи на втором этапе: 1 – расплав; 2 – расплавленная шихта; 3 – граница расплава

Второй этап. Здесь рассматриваем нагрев и фазовый переход в слое 1 в следующей системе координат (рис. 1.7). Считаем, что в начальный момент плавления ($x=0$) температура на границе раздела пластины и шихты 1 равна $T_2(x,t)=T_0 \equiv T_1(x,t)$, начальная температура шихты T_c , а в момент полного расплавления она равна температуре шлака $T_3(x,t)$ и температуре ее плавления T_p (условие равенства температур на границе раздела фаз при $x=\xi(t)$).

Тогда температура расплава и шихты может быть определена по известным формулам (1.30, 1.31):

$$\frac{\partial T_2}{\partial t} = \alpha_2^2 \frac{\partial^2 T_2}{\partial x^2} \quad \text{— расплав} \quad (0 < x < \xi(t)) \quad ; \quad (1.30)$$

$$\frac{\partial T_3}{\partial t} = \alpha_3^2 \frac{\partial^2 T_3}{\partial x^2} \quad \text{— расплав} \quad (\xi(t) < x < \infty) \quad , \quad (1.31)$$

к которым добавится условие теплового баланса на границе раздела фаз:

$$\lambda_2 \left. \frac{\partial T_2}{\partial x} \right|_{x=\xi(t)} - \lambda_3 \left. \frac{\partial T_3}{\partial x} \right|_{x=\xi(t)} = \lambda \rho \frac{d\xi}{dt}; \quad (1.32)$$

где $T_2(x,t)$ — температура расплава;

$T_3(x,t)$ — температура шихты;

α_2^2, α_3^2 — температуропроводность расплава и шлака соответственно;

λ_2, λ_3 — теплопроводность расплава и шлака соответственно;

T_0 — температура пластины (она получается из решения задачи первого этапа);

T_c — начальная температура шихты;

T_p — температура плавления шихты;

$\xi(t)$ — закон перемещения границы расплава;

λ — скрытая теплота плавления шихты (Дж/кг).

Будем искать решение уравнений (1.31, 1.32), преобразовав их в форму (2.19), а, учитывая сделанные на первом этапе выкладки, в качестве функции теплового источника $\Phi(x)$ возьмем функцию Лапласа:

$$\Phi_{(x)} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-\xi^2} d\xi \quad (1.33)$$

Тогда решением задачи на втором этапе будет:

$$T_2(x, t) = A_2 + B_2 \Phi\left(\frac{x}{2\alpha_2 \sqrt{t}}\right); \quad T_3(x, t) = A_3 + B_3 \Phi\left(\frac{x}{2\alpha_3 \sqrt{t}}\right); \quad (1.34)$$

Легко заметить, что условие равенства температур на границе раздела фаз при $x = \zeta(t)$ будет соблюдаться, если $x = \delta \sqrt{t}$, то есть:

$$\begin{aligned} A_2 + B_2 \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_2}\right) &= A_3 + B_3 \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) = T_p; \\ \text{и} \quad \lambda_2 B_2 e^{-\left(\frac{\alpha}{2\alpha_2}\right)^2} - \lambda_3 B_3 e^{-\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right)^2} &= -\lambda \rho \alpha \frac{\sqrt{\pi}}{2}. \end{aligned} \quad (1.35)$$

Учитывая остальные граничные условия второго этапа, значения коэффициентов A_i , B_i можно найти, подставив в (2.19) выражение для A_3 :

$$A_3 = \frac{T_c \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) - T_p}{\Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) - 1}, \quad (1.36)$$

полученное из следующей сводки формул:

$$\begin{cases} A_2 = T_0 \\ A_3 + B_3 = T_c \Rightarrow A_3 = T_c - B_3 \\ A_2 + B_2 \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_2}\right) = T_p \Rightarrow T_0 + B_2 \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_2}\right) = T_p \Rightarrow B_2 = \frac{T_p - T_0}{\Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_2}\right)} \\ A_3 + B_3 \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) = T_p \Rightarrow T_c - B_3 + B_3 \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) = T_p \end{cases} \quad (1.37)$$

Решая полученное трансцендентное уравнение, находим δ а значит, и закон изменения движения границы, так как $\delta(t) = \delta \sqrt{t}$.

Так как номенклатурные поля температур задаются выражением:

$$T_2(x, t) = A_2 + B_2 \Phi\left(\frac{x}{2\alpha_2 \sqrt{t}}\right) = T_0 + \frac{T_p - T_0}{\Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_2}\right)} \Phi\left(\frac{x}{2\alpha_2 \sqrt{t}}\right), \quad (1.38)$$

то решением задачи на втором этапе будет:

$$T_2(x, t) = T_0 + \frac{T_p - T_0}{\Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_2}\right)} \Phi\left(\frac{x}{2\alpha_2 \sqrt{t}}\right); \quad (1.39)$$

$$T_3(x, t) = \frac{T_c \Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) - T_p}{\Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) - 1} + \frac{T_p - T_c}{\Phi\left(\frac{\alpha}{2\alpha_3}\right) - 1} \Phi\left(\frac{x}{2\alpha_3 \sqrt{t}}\right). \quad (1.40)$$

Итак, мы нашли общее решение (уравнения 1.31, 1.32 и 1.37) задачи изменения температуры многослойного материала при ТВЧ-нагреве. Расчет по этим уравнениям позволяет получить математическую модель процесса ТВЧ-нагрева многослойного материала, например, для рассмотренного случая индукционной наплавки. Так как функции тепловых источников $f(x)$ и $\Phi(x)$ заданы таблично, то исследуем поведение полученной математической модели численными методами.

На рисунке 1.8 приведены результаты расчетов температуры на границах слоев 2 – 1 и 1 – окружающая среда для стационарного процесса ТВЧ-нагрева заготовки 17'100×5 мм из стали 65Г, с насыпанным слоем наплавочной шихты толщиной 5 мм, состоящей из 85 масс.% сплава марки ПГ-С27 и плавленного боратного флюса для индукционной наплавки П-0,66 на частоте 66 кГц ($Q_0 = 0,5 - 1,0$ кВт), выполненные расчеты на ПК в среде MathCAD 11.0 по уравнениям (1.30, 1.31), а также экспериментальные результаты измерения температуры на указанных границах многослойного материала, выполненные хромель-алюмелевой термопарой при его нагреве в медном петлевом водоохлаждаемом индукторе $\varnothing 20$ мм, подключенном к ВЧ-генератору ВЧГЗ-160/0,066 ($I_{ан.} = 10$ А, $I_{сет.} = 2,5$ А, $U_{ан.} = 10 - 12$ кВ, $Q_{вых.} = 160$ кВт).

Как видно из приведенных кривых (рис. 1.8), в исследованной системе экспериментально наблюдается как минимум две временных стадии, отличающиеся интенсивностью нагрева, для основного металла, и три стадии – для нагрева шихты.

На стадии I – (0-30 с) на границе основного металл-шихта происходит интенсивный рост температуры до 0,6Тпл., которая для сплава ПГ-С27 достигает 650-700К, а на границе шихта-воздух температура – лишь 370-420 К. По времени эта стадия занимает порядка 25-30%. Вторая стадия процесса (300-850 К) – II характеризуется снижением интенсивности нагрева основного металла в 3-4 раза, но при этом увеличивается скорость нагрева наплавочной шихты. Продолжительность стадии составляет 40-50% общего времени ТВЧ-нагрева. На третьей стадии (85-125 с) интенсивность нагрева несколько понижается. На контактирующих поверхностях между зернами твердого сплава и основного металла образуется легкоплавкая эвтектика, имеющая для системы ПГ-С27 – флюс П-0,66, температуру плавления ~1370 К.

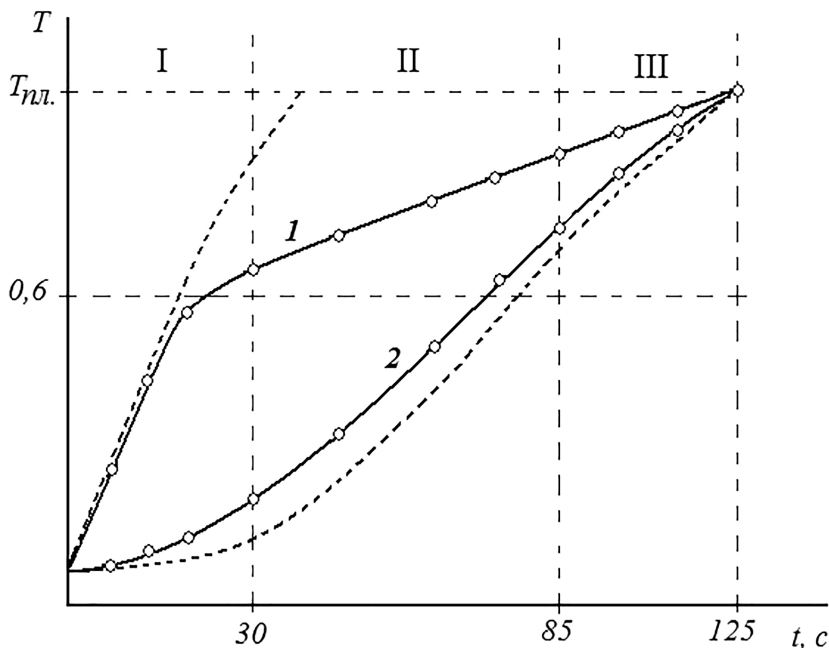


Рисунок 1.8— Расчетное (---) и экспериментальное (-) изменение температуры во времени на границе металл-шихта – 1 и границе шихта-воздух – 2 в процессе получения биметаллического соединения «65Г – ПГ-С27» при стационарном ТВЧ-нагреве

Полученная же нами модель вполне удовлетворительно предсказывает все три стадии плавления шихты, при этом ошибка расчета температуры (занижение) не превышает 11-14%. Нагрев поверхности основного металла хорошо описывается моделью лишь на первой стадии, в интервале температур $T_c - 0,6T_{пл}$. ошибка (завышение) расчета температуры составляет 10-14%. Расхождение расчетных и экспериментальных точек при $T > 0,6T_{пл}$. возможно связано с началом усиленного плавления толстого слоя шихты (II – стадия) и неучтенного в модели дополнительного отвода тепла от слоя 2 при этом. Таким образом:

для описания процесса ТВЧ-нагрева многослойных материалов при плавлении одного из слоев предложена математическая модель, основанная на 2-стадийном рассмотрении тепловых процессов в материале;

на первой стадии рассматривается нагрев только неплавящегося слоя сверху и снизу полем плоского источника (скин – слой) до $T_{пл}$. шихты, на второй стадии рассматриваются процесс фазового перехода в плавящемся слое и движение фронта расплава к границе окружающей среды;

с помощью предложенной модели численным методом исследовано изменение температуры во времени на границах слоев в процессе получения биметаллического соединения «65Г – ПГ-С27» в стационарном режиме. Модель показала адекватные эксперименту результаты, расхождение расчетных значений температуры с экспериментальными результатами не превышает 10-14% [64].

1.10 Моделирование процесса индукционной наплавки деталей переменного сечения

Количество рабочих органов, устанавливаемых на сельскохозяйственные машины различных типов и назначений, насчитывает более 600 наименований, которые требуют упрочнения лезвийной поверхности.

Выбор технологических параметров при индукционной наплавке, и в частности других методов упрочнения, требует проведения большого объема экспериментальной работы в лабораторных условиях при высоких температурах. Численный эксперимент на ПК при наличии математической модели реального физического процесса в значительной мере позволяет сократить объем экспериментальных работ, проводимых с целью определения оптимальных параметров индукционной наплавки. В этих условиях теоретический анализ приобретает особую актуальность.

Технологические процессы наиболее сложно моделировать там, где детали или заготовки имеют сложную геометрическую форму с переменной толщиной вдоль и поперек упрочняемых участков. Разработка математической модели процесса индукционной наплавки позволит оптимизировать режимы наплавки и создать новые технологии, а также расширить номенклатуру наплавляемых деталей [19].

При дискретном способе индукционной наплавки осуществляется дозировка энергии по длине упрочняемой кромки. Энергия к каждой точке наплавляемой поверхности подводится циклически. Однако практическая реализация способа затруднена из-за сложности выбора значений технологических параметров. В связи с этим разработка математических моделей, описывающих технологические аспекты процесса индукционной наплавки, имеет большое практическое значение. Так, при наплавке комбинированным способом характер нагрева деталей определяется целым комплексом параметров: законом перемещения деталей внутри зоны действия электромагнитного поля индуктора, конструкцией индуктора, частотой и значением индуцируемого тока, а также материалом и формой деталей.

Рассмотрим комбинированный способ индукционной наплавки. В течение всего времени движения детали внутри индуктора в ее поверхностных слоях выделяется теплота под воздействием индуцируемых вихревых токов, тепловой эффект действия которых может быть представлен некоторой функцией источников F .

На рисунке 1.9 показано расположение деталей 1 с нанесенным слоем шихты 3 относительно токопроводов 2 индуктора в некоторый момент времени через слой расплава 4. Здесь же представлены и координатные оси. Предполагается, что ось Z направлена перпендикулярно плоскости чертежа. Если связать систему координат с индуктором и рассматривать любые точки деталей, находящиеся в зоне его действия с фиксированными координатами x и z в фиксированный момент времени, тогда с каждой из этих точек может быть составлена своя функция источников, которая запишется в виде $F=F(y)$, что в общем случае $F=F(x, y, z, t)$.

Пусть система координат будет связана с деталями. Деталь в направлении оси Y разобьем на n равных частей. Назовем эти части дискретными элементами. Проведем расчет для каждого участка отдельно.

Координатами границ участков являются y_1, y_2, y_j, y_n . Число элементов подбирается исходя из необходимой точности решения задачи и приемлемой длительности счета.

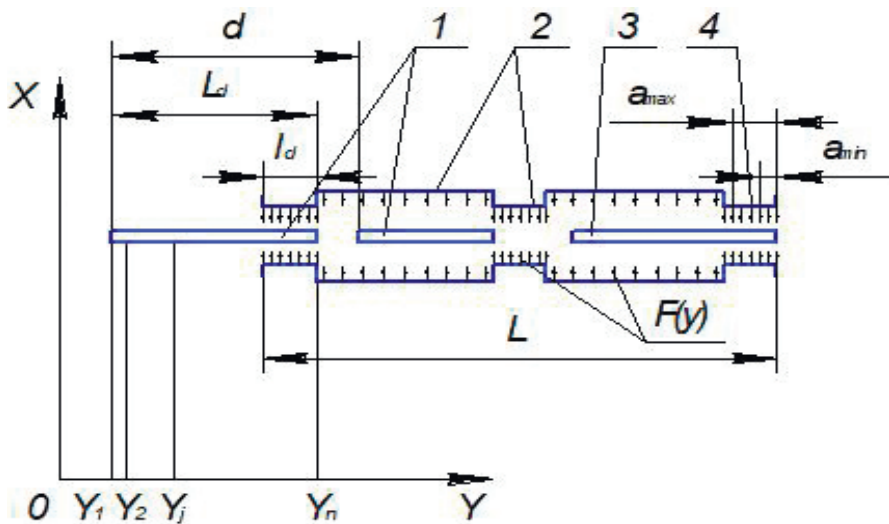


Рисунок 1.9– Схема процесса индукционной наплавки деталей комбинированным способом

Условия нагрева каждого элемента примем зависящими только от начальных условий и функции источников и не зависящими от условий нагрева соседних элементов. Это допущение обосновывают тем, что обычно длина деталей, наплавляемых комбинированным способом, в десятки раз и более превышает толщину. Изменение характеристик рассматриваемой системы в направлении оси Z для простоты учитывать не будем. Однако такой подход к расчету теплового поля внутри детали позволяет учитывать тепловые процессы, хотя и в редких случаях. Таким образом, функция источников для отдельного элемента примет вид $F = F(x, t)$.

Алгоритм расчета электротепловых процессов в модели при известном начальном распределении температуры заключается в следующем:

- исходя из имеющегося температурного поля находят удельное электрическое сопротивление и магнитную проницаемость в каждом дискретном элементе области загрузки;
- исходя из положения деталей определяем распределение тепловых источников в них по длине индуктора $F(y)$;
- для каждого дискретного элемента загрузки определяем функции внутренних тепловых $F(x, t)$ источников и вычисляем температурное поле на текущем временном слое, определяемом шагом по времени;
- исходя из принятого закона перемещения изделий фиксируем расположение деталей относительно индуктора на следующем временном слое;

- если критерии окончания процесса, определяемые технологом, например, достижение в заданной точке максимальной температуры, не удовлетворены, то происходит переход к первому пункту. В противном случае процесс вычислений прекращается.

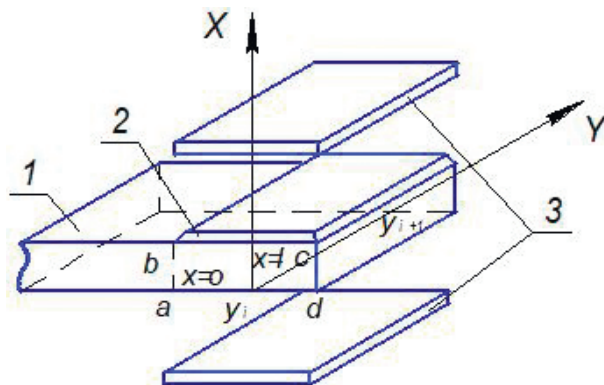


Рисунок 1.10 – Отрезок системы индуктор-нагрузка, расположенный по границе дискретного элемента

На рисунке 1.10 приведен отрезок системы индуктор-загрузка, выделенный по границам одного элемента дискретизации с координатами точек разбиения y_j и y_{j+1} . На поверхности наплавляемой детали 1 показан слой шихты 2. Распределение внутренних источников по длине индуцирующих токопроводов 3, а также функции внутренних источников в сечении $abcd$ могут быть с достаточной точностью установлены методом магнитных схем замещения [65, 66, 69, 70].

Для каждого элемента считаем, что его магнитная проницаемость « μ » и удельное электрическое сопротивление « ρ » постоянны во всех точках на данном временном слое. Такое допущение можно обосновать тем, что глубина проникновения тока для стальных деталей на применяемых частотах не превышает 2-3 мм. В пределах этих величин изменение электрофизических свойств по глубине незначительно.

Глубина проникновения тока может быть рассчитана по известной формуле:

$$\Delta = (\rho, \mu, f) = \frac{10^3 \sqrt{\rho \mu}}{2\pi f}, \quad (1.41)$$

где f – частота тока, Гц.

Частота тока в индукторе может быть принята постоянной для данного технологического процесса. Переменные « ρ » и « μ » должны на каждом временном слое определяться заново. Таким образом, функция глубины проникновения упростится и примет вид $\Delta(\rho, \mu)$.

Для часто встречающегося на практике случая, когда глубина проникновения тока в материал детали меньше ее толщины более чем в

2-2,5 раза, могут быть применены формулы для плоской электромагнитной волны, падающей на полуограниченное металлическое тело с плоской поверхностью. В этом случае удельная мощность источников на глубине Δ от поверхности детали, обращенной к индуктирующим проводам, будет:

$$\rho = \frac{1}{2} \rho \delta_{me}^2 e_{\Delta(\rho, \mu)}^{2\xi}, \quad (1.42)$$

где ρ – амплитуда плотности тока на поверхности нагреваемой детали, А/м²;

$\Delta(\rho, \mu)$ – глубина проникновения тока в материал детали, м;

ρ – удельное сопротивление, Ом•м.

Зависимость относительной магнитной проницаемости μ от температуры и напряженности магнитного поля для конструкционных сталей аппроксимируется выражением:

$$\mu(\dot{\theta}, \dot{i}) = 1 + [\mu(\dot{i}) - 1] \left[1 - \frac{\dot{\theta}}{\dot{\theta}_c} \right], \quad \dot{\theta} \leq \dot{\theta}_c; \quad (1.43)$$

$$\mu(T, H) = 1, T > T_f$$

где T_f – температура точки Кюри (для сталей $T_f = 750K$);

H – действующее значение напряженности магнитного поля, А/м;

T – температура, °С.

Здесь $\mu(H)$ должна определяться по конкретной кривой намагничивания для стали заданной марки. Для усредненной кривой намагничивания углеродистых сталей можно принять [69-70, 72]:

$$\mu(H) = 813H^{-0,894}, \quad (1.44)$$

где H выражена в А/см.

Для расчета температурного поля в дискретных элементах области загрузки запишем третью краевую задачу теплопроводности для гомогенной изотропной среды:

$$(x, 0) = T_c, 0 \leq x \leq 1, t = 0; \quad (1.45)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + f(x, t), 0 < x < 1, t > 0$$

$$T(x, 0) = T_c, x \leq 1, t =$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha(T - T_c), x = 0, t \geq 0 \quad (1.46)$$

$$f(x, t) = \frac{F(x, t)}{C\gamma}$$

где a – температуропроводность материала детали;

λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м °С);

α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м² °С);

I – толщина детали на расчетном участке, м;

T_c – температура окружающей среды, °С;

c – удельная теплоемкость, Дж/(кг °С);

γ – плотность, кг/м³.

Задача может быть решена методом разделения переменных путем представления искомого решения в виде ряда Фурье по собственным функциям задачи Штурма-Лиувилля с граничными условиями III рода [70].

Выражение для $T(x, t)$ запишется в следующем виде:

$$\partial(\partial, t) = \sum_{k=1}^{\infty} \frac{\Psi_k(x)}{\|\Psi\|^2} \int_0^t \exp\left[-(\sqrt{a}\gamma_k)^2(t-\tau)\right] \times f(x, \tau) \Psi_k(x) d\tau dx + T_c; \quad (1.47)$$

$$h = \frac{\alpha}{\lambda} \gamma_k^2 = \frac{v_k}{I^2}, k = 1, 2, 3 \dots$$

$$\Psi_k(x) = v_k \cos v_k \left(\frac{x}{I}\right) + \frac{h}{\sin v_k \left(\frac{x}{I}\right)}$$

где v_k – вещественные положительные корни уравнения:

$$\|\Psi\|^2 = \int_0^I \Psi_k^2(x) dx = \frac{1}{2} \frac{(v_k^2 + h^2 I^2) h I + (v_k^2 + h^2 I^2)}{v_k^2 + h^2 I^2} \quad (1.48)$$

$$\operatorname{ctg} v = \frac{v}{2hI} - \frac{h^2 I}{2hv} \quad (1.49)$$

Связь электромагнитного поля с температурным обусловлена зависимостью удельного сопротивления и магнитной проницаемости от температуры. Эта связь в модели поддерживается специальным порядком построения функций источников.

Разобьем весь временной интервал, в течение которого происходит нагрев j -го элемента дискретизации, на s временных отрезков. Индекс отдельного временного отрезка обозначим i , $i = 1, \dots, s$. Для каждого элемента функцию источников на очередном временном отрезке вычисляем после проведения расчетов для всех предшествующих временных отрезков с учетом изменения свойств среды. Таким образом, в процессе проведения численного эксперимента функция источников как бы достраивается, и для каждого последующего временного слоя расчет температурного поля проводится с новой функцией источников.

Выражение для $F(x, t)$ представляется кусочно-непрерывной функцией и может быть записано в следующем виде:

$$F(x, t) = \sum_{k=1}^s F_i(x) U[(t - t_{i-1})(t_i - t)] \quad (1.50)$$

где функция Хевисайда определяется выражением

$$U(t) = \begin{cases} 0, t < 0 \\ 1, t \geq 0 \end{cases}, \quad (1.51)$$

(s) – число отрезков представления, как функции тепловых источников $F(x, t)$; $F(x, t)$ – непрерывная при $t \in [t_{i-1}, t_i]$ функция, отражающая характер изменения тепловых источников на всем временном интервале).

Для частного случая, когда электромагнитное поле воздействует с одной стороны нагреваемой пластины, с учетом выражения (1.52) получим:

$$F_i(x) = \frac{1}{2} \rho_i \delta_{me}^2 e^{-\frac{2(I-x)}{\Delta i}}. \quad (1.52)$$

Если нагрев двусторонний, как в данном примере, то выражение для функции источников можно записать следующим образом:

$$F_i(x) = \frac{1}{2} \rho_i \delta_{me}^2 \left(e^{-\frac{2(I-x)}{\Delta i}} + e^{-\frac{2x}{\Delta i}} \right) \quad (1.53)$$

и тогда

$$F_i(x, t) = \sum_{i=1}^S \frac{1}{2} \rho_i \delta_{me}^2 \left(e^{-\frac{2(I-x)}{\Delta i}} + e^{-\frac{2x}{\Delta i}} \right) U[(t - t_{i-1})(t_i - t)]$$

В рассматриваемой модели технологического процесса при решении тепловой части задачи существует возможность учета влияния аллотропических превращений, происходящих в стали в процессе нагрева. Это можно сделать специальным выбором функций источников на каждом временном слое. Влияние аллотропических превращений на изменение глубины проникновения тока и на зависимость удельной мощности от напряжения на индукторе учитывается в электрической части задачи при проведении расчета индуктора. Расчет индуктора в данной работе не рассматривается.

При разработке модели использовали модульный принцип. Модель содержит блоки электрического расчета, теплового расчета, а также информационно-логический. Модель позволяет рассчитать температурное поле в системе на разных этапах технологического процесса и получать информацию о потреблении энергии от внешнего источника питания и выделении ее в нагрузку. Варьируя геометрические размеры индуктора, форму и закон перемещения деталей, мощность, потребляемую от генератора, можно определить наиболее благоприятные технологические параметры процесса с точки зрения экономичности, производительности и качества изделий. При этом граница начала плавления шихты должна выбираться на некотором расстоянии от выходной кромки индуктора в диапазоне от a_{\min} до a_{\max} (рис. 6.13). Границы этого диапазона рассчитывают исходя из принятого закона перемещения деталей и жесткости режима нагрева и из условия обеспечения требуемого времени протекания металлургических процессов в плавящейся шихте. На рисунке 1.11 приведена блок-схема расчета математической модели.

В качестве примера приведем результаты применения модели для разработки технологического процесса индукционной наплавки односторонних лап культиваторов С.1.7 сплавом ПС-14-60 ($T_{пл} = 1150 \text{ К}$). Применяли высокочастотный генератор ВЧГ 7-160/0,44 с номинальной колебательной мощностью 160 кВт и частотой 440 кГц. Длину зоны действия электромагнитного поля индуктора на деталь выбирали по формулам в диапазоне от минимального L_{min} до максимального L_{max} участка ее наплавки.

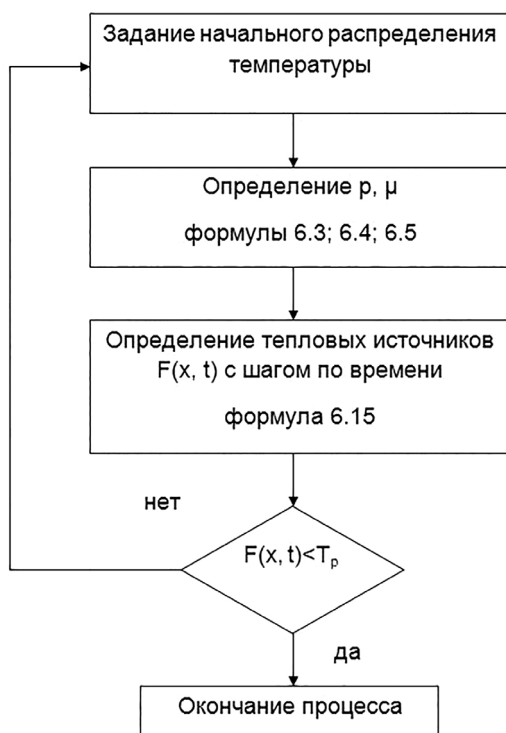


Рисунок 1.11 – Блок-схема расчета технологических процессов индукционной наплавки

$$L_{min} = md + I_d$$

$$L_{max} = d(n+1) + I_d - I_d$$

где d – шаг расположения деталей на транспортирующем устройстве, м;

L_d – длина наплавляемого участка детали, м;

I_d – длина утолщенной части наплавляемого участка, м;

m – число деталей, находящихся во время остановов в индукторе.

Исходные значения: $d = 0,45 \text{ м}$; $L_d = 0,4 \text{ м}$; $I_d = 0,1 \text{ м}$. Получено: $m = 2$, длина индуктора $L = 1,025 \text{ м}$, время передвижения деталей на один шаг – 9 с, время остановок – 4 с, время, затрачиваемое на наплавку одной лапы, – 12 с. Размеры индуктора в зонах интенсифицированного нагрева: зазор между

токопроводами – 20 мм, ширина токопроводов – 25 мм, для остальной части зоны – 30 и 35 мм соответственно. Расстояние от выходной кромки индуктора до границы плавления шихты принято считать равным 30-40 мм. Затраты электроэнергии на одну деталь (без учета потерь в генераторе) – 0,64 кВт·ч.

Процесс наплавки проводят при стабилизированном токе индуктора и анодном напряжении генератора 9,5-10,5 кВ. Сигнал, пропорциональный току индуктора, снимают с применением специальной системы измерения тока [71]. Затем подают на блок управления генератором для стабилизации генератора по току индуктора.

На рисунке 6.15 приведены временные температурные кривые, полученные расчетом для установившегося режима системы для средних точек поверхности двух дискретных элементов, выделенных в утолщении (кривая 1) и в более тонкой части (кривая 2) по уравнению 6.18.

С использованием математического пакета MathCAD Professional было получено символьное выражение $T(x, t)$, (6.18):

$$T(x, t) = \int_0^t \int_0^1 \left[e^{-\sqrt{a} \gamma (t-\tau)} \left(v \cos(v) \frac{x}{l} + \frac{h}{\sin(v)} \frac{x}{l} \right) \left[\sum_{i=1}^s \frac{1}{2} \rho \delta^2 \left[e^{\frac{2(i-\gamma)}{\Delta i}} + e^{\frac{2x}{\Delta i}} \right]_{t-t_{i-1}+t_1-t_i} \right] d\tau dx \rightarrow \right. \\ \rightarrow \int_0^t \left[\frac{1}{2} \rho \delta^2 \sum_{i=1}^s \left(-\exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t^2 + \exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t \cdot t_1 + \exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t - \exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t_1 - \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t^2 \right. \right. \\ \left. \left. + \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t \cdot t_1 + \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t - \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t_1 \right) \cdot \exp\left(-2 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot \frac{v \cdot \cos(v) \cdot x^2 \cdot \sin(v) + h \cdot l^2}{\frac{1}{a^2} \cdot \gamma \cdot l \cdot \sin(v) \cdot x} \right. \\ \left. + \exp\left(\frac{1}{2} \gamma (-1 + l)\right) - \frac{1}{2} \rho \delta^2 \sum_{i=1}^s \left(-\exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t^2 + \exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t \cdot t_1 + \exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t - \exp\left(\frac{2}{\text{Dirac}}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t_1 - \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t^2 + \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t \cdot t_1 \right. \right. \\ \left. \left. + \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t - \exp\left(4 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot t_{i-1} \cdot t_1 \right) \cdot \exp\left(-2 \frac{x}{\text{Dirac} \cdot i}\right) \cdot \frac{v \cdot \cos(v) \cdot x^2 \cdot \sin(v) + h \cdot l^2}{\frac{1}{a^2} \cdot \gamma \cdot l \cdot \sin(v) \cdot x} \right] dx$$

Для получения численного решения в математическом пакете MathCAD Professional переменным присваиваются численные значения.

Расчеты выполнены в математическом пакете Mathcad Professional, и получено соответствующее численное решение (рис. 1.10).

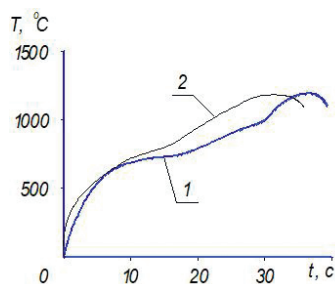


Рисунок 1.12 – Изменение температуры в средних точках поверхности: 1, 2 – дискретные элементы

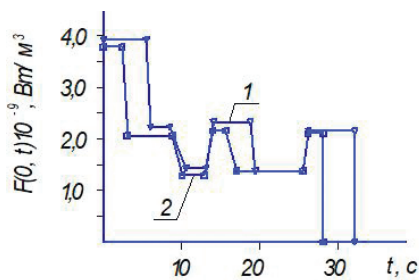


Рисунок 1.13 – Изменение плотности внутренних тепловых источников при наплавке односторонних лап культиваторов

На рисунке 1.13 приведены кривые, задаваемые в виде кусочно-постоянных функций изменения плотности внутренних тепловых источников $F(x, t)$, при $x = 0$ действующих в утолщенной (кривая 1) и более тонкой (кривая 2) частях детали, полученные расчетом.

Эти кривые при данной технологической схеме процесса индукционной наплавки, как следует из расчетов, соответствуют наиболее благоприятному выбору всей совокупности управляющих технологических параметров.

В таблице 1.3 приведены экспериментальные значения, полученные по методике работы [71], и расчетные значения температуры в точках поверхности детали на границе металл-шихта, соответствующие границам дискретных элементов, при суммарном времени нагрева для каждого рассчитываемого участка, равного 20 с.

Таблица 1.3–Экспериментальные расчетные значения температуры на границе шихты металла

у, мм	$T_{расч}, K$	$T_{эксп}, K$	$\Delta T, K$	$\Delta T_{отн}, \%$
0	1310	1370	60	5,5
40	1310	1350	40	3,7
80	1310	1360	50	4,6
120	1310	1320	10	0,9
160	1310	1290	20	1,2
200	1310	1300	10	1,0
240	1310	1340	30	2,8
280	1310	1430	110	10,3
320	1185	1210	25	2,7
360	1185	1230	45	4,7
400	1185	1215	30	3,2

Анализ расчетных и экспериментальных данных показывает, что для рассматриваемого случая отклонение вычисляемых значений технологических параметров от экспериментальных не превышает 10-16%.

Разработана математическая модель процесса индукционной наплавки деталей переменного сечения. В ней раздельно решаются электрическая и

тепловая задачи методом разделения переменных. Связь электромагнитного поля с температурным устанавливается зависимостью удельного сопротивления и магнитной проницаемостью поверхностного слоя упрочняемых деталей от температуры и поддерживается специальным порядком построения функций внутренних тепловых источников. Для каждого элемента разбиения области загрузки индуктора функция тепловых источников на очередном временном слое вычисляется после проведения вычислений для всех предшествующих временных слоев с учетом изменения свойств среды. Таким образом, в процессе проведения численного эксперимента функция тепловых источников как бы достраивается, и для каждого последующего временного слоя расчет температурного поля проводится с новой функцией тепловых источников.

Таким образом, модель позволяет оценивать производительность, качество наплавленного слоя, получать информацию о потреблении энергии от внешнего источника питания и выделении ее в нагреваемых деталях, следовательно, необходимо таким образом подбирать управляемые параметры, чтобы обеспечить оптимальные значения выходных характеристик процесса.

Модель применялась при разработке технологических процессов индукционной наплавки лемехов, односторонних и стрелчатых лап культиваторов, ножей и других деталей переменного сечения [72].

1.11 Исследование металлургических процессов индукционной наплавкой

Изучение высоких температур физико-химических процессов в системе основной металл-шихта и взаимодействие в ней отдельных составляющих важны прежде всего в теоретическом плане для оценки термодинамических характеристик и раскрытия закономерностей кинетики и механизма конкретных химических реакций, влияющих на формирование структуры в износостойком слое при затвердевании и кристаллизации на упрочняемых сталях в процессе индукционного метода упрочнения.

Всестороннее изучение значимо для совершенствования существующих разработок и внедрения в производство новых технологических процессов.

В процессе создания флюсов и шихты необходимы исследования, определяющие возможность управления структурой и фазовым составом защитных покрытий, формирующих на лезвийной поверхности рабочих органов методом индукционной наплавки. Предлагается предварительно проводить термодинамические расчеты и экспериментальные исследования фундаментальных процессов, приводящих к оценочному прогнозу содержания необходимых компонентов в наплавочной шихте после ее плавления и кристаллизации, для формирования требуемой структуры в наплавленном слое [19].

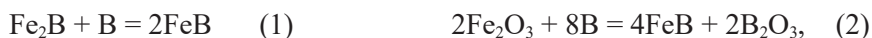
Для проведения теоретических и экспериментальных исследований выбрали компоненты флюса, которые приведены в работе [24].

Флюс содержал в своем составе: 50% – плавленых компонентов (бурых 60%); 40% – борной кислоты; 20% – силикат натрия; 15% – силикокальция; 15% – сварочный флюс АН 348.

Наплавочная шихта состояла из: 80% порошка хромистого чугуна марки ПГ-УС25, различных компонентов флюса (порошка железа марки ПЖВ-3 и карбида бора).

Термический анализ флюса и наплавочной шихты осуществляли на приборе NETZSCHSTA 409 PC/PG.

Для реакций, по которым имелись справочные данные, без учета возможных полиморфных превращений веществ в интервале температур 25-1225 К но с учетом зависимости их термодинамических констант от температуры, были выполнены расчеты термодинамических потенциалов при $T = 25, 925, 1025$ и 1225 К для установления возможности их самопроизвольного протекания, определенных в работе [72]:



Среди этих реакций создаются бориды железа, которые являются экзотермическими реакции 1 и 2, причем в как исходный реагент, может быть введен в систему извне (в состав флюса) и образоваться самопроизвольно по реакциям 5, 7 и 8, у которых изобарно-изотермический потенциал (ΔG°_p) остается отрицательным во всем исследованном интервале температур. После удаления окисной пленки с поверхности стали за счет действия боратного флюса при температуре 20-740 °С бориды железа и цементит могут образовываться уже при взаимодействии простых веществ по уравнениям:



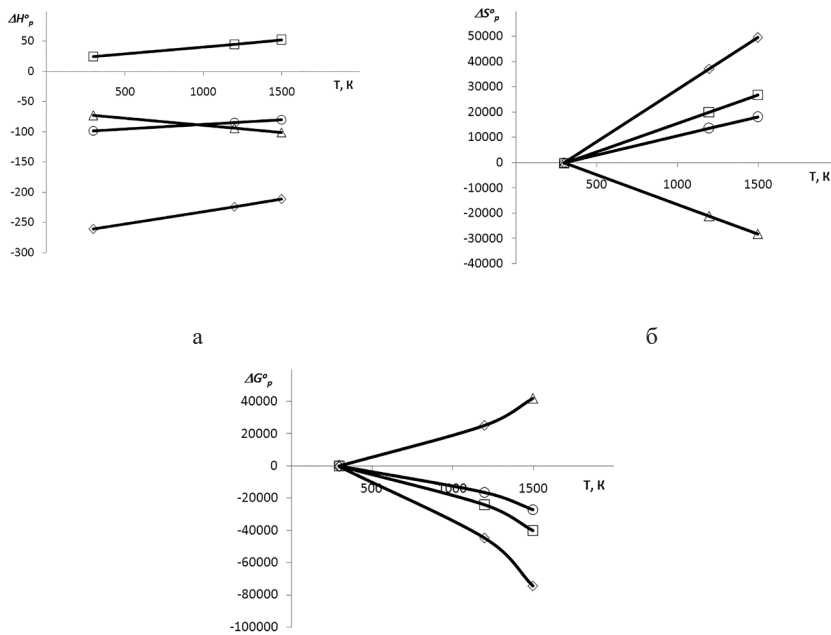
Проведенный анализ химических реакций 9-12 показывает, что в интервале температур 25-1225 °С самопроизвольно протекают и термодинамически разрешены все процессы (на упрочняемой поверхности стали 65Г), кроме реакции 9 (рис. 1.14 а, б, г.).

Следовательно, борид железа FeB может формироваться на упрочняемой поверхности стали 65Г с использованием ТВЧ-нагрева борирующих смесей, только вследствие протекания реакций 1, 3, 11 [73].

Термограммы, при нагреве флюса и наплавочной шихты, отличаются температурой нагрева (1) и потерей (прибылью массы (2) (рис. 1.15 а, б).

Во флюсе при высоких температурах (1520-1550 К) возникают эндотермические реакции (рис. 2.15 а, кривая 1). В наплавочной шихте на этом температурном интервале протекают экзотермические реакции (рис. 1.15 б, кривая 1).

Наблюдается возможность контактно-реактивного плавления за счет диффузионных процессов, т.е. переход атомов бора из флюса в тонкий поверхностный слой частиц хромистого чугуна и частиц железа, на что указывает характерный пик протекания экзотермических реакций при температуре 1220 К и 1570 К (рис. 1.16).



В

Рисунок 1.14 – Зависимость термодинамических потенциалов ($\Delta H_{ор}$ – энтальпия, $\Delta S_{ор}$ – энтропия, $\Delta G_{ор}$ – изобарно-изотермический потенциал) реакций борирования с использованием ТВЧ-нагрева (9–12) от температуры: а – энтальпия реакции, б – энтропия реакции, в – изобарно-изотермический потенциал

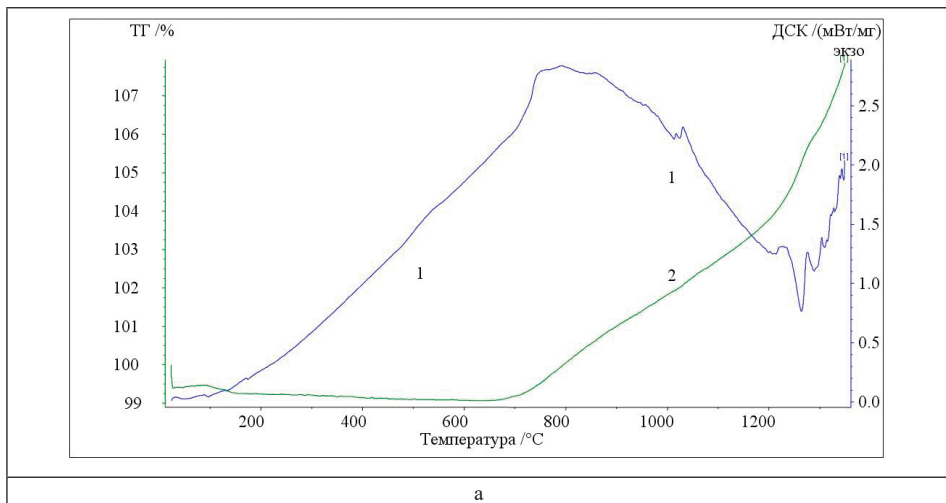
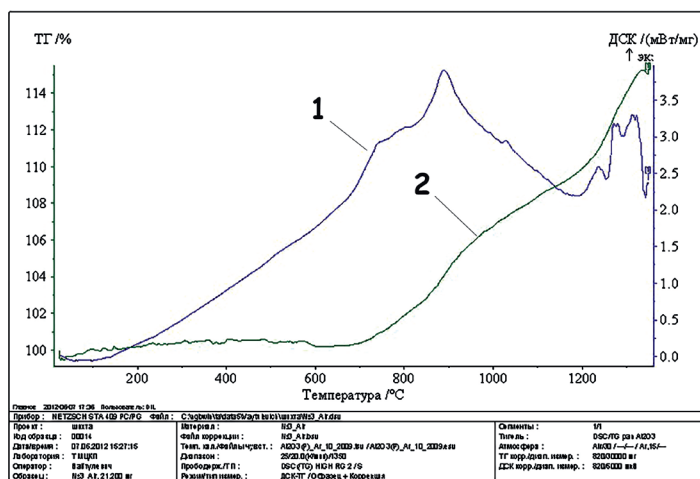


Рисунок 1.15– Модельные составы, состоящие из флюса 100% (а); 80% сплава марки ПГ-УС25 и флюса – 20% (б), навеска – 25 г

Характерные термогравиметрические (2) и калориметрические (1) кривые наплавочной шихты состава: сплав марки ПГ-УС25 – 80%, флюс – 16%, порошок железа ПЖВ – 4% (рис. 2.16). Введение железного порошка в шихту обусловлено имитацией наплавляемой поверхности в процессе наплавки хромистого чугуна на деталь. Полученные результаты позволяют предположить, что при температурах, близких к 1170 К и 1470 К, в шлаке и наплавляемом расплаве преимущественно протекают экзотермические реакции с выделением бора, который вступает во взаимодействие как с оксидами железа, так и с оксидами хрома. Этим объясняется его высокая термодинамическая активность при создании боридных покрытий (подслоя) и значительное влияние на формирование структуры износостойкого слоя при индукционной наплавке хромистых чугунов и смеси механической типа «ПС» в течение одной-двух минут.



6

Рисунок 1.16 – Термограмма нагрева шихты: хромистый чугун марки ПГ-УС25 – 80%, флюс – 16%, 4% – железный порошок ПЖВ-3, навеска – 25 г

Таким образом, проведенный термический анализ позволил установить, что в процессе нагрева и плавления наплавочной шихты, содержащей в своем составе порошок хромистого чугуна марки ПС-УС25, 4% порошка железа и 16% флюса состава завода АСМ, в расплавленном шлаке протекают как эндотермические, так и экзотермические реакции.

Последние происходят в интервале температур 1120-1140 К и 1550-1580 К, что позволяет предположить, что бор, образовавшийся в расплавленном флюсе (шлаке), обладает повышенной термодинамической активностью и тем самым обеспечивает высокую диффузионную подвижность на поверхности основного металла и оказывает влияние на процесс кристаллизации износостойкого покрытия.

Глава 2 МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

2.1 Порошковые хромистые чугуны ПГ и смеси ПС для индукционной наплавки

Наплавочные материалы для индукционной наплавки изготавливают в виде порошков из хромистого чугуна следующих марок ПГ-С27 (тип ПН-У 40Х28Н2С2ВМ), ПГ-УС25 (ТИП У50Х38Н) ГОСТ 21448-75 (табл. 2.1) и смеси механической типа «ПС» ТУ У 322-19-39 (табл. 2.2) [5].

Таблица 2.1—Химический состав порошковых хромистых чугунов (ГОСТ 21448-75)

Марка сплава	Содержание элементов, %					Температура плавления, К
	Si	C	Cr	Ni	Mn	
Сормайт	2,8-4,2	2,5-3,5	25-31	3,0-5,0	0,5-1,5	1545
ПГ-УС25	1,6-2,6	4,4-5,4	35-41	1,0-1,8	не более 2,5	1545
ПГ-С27*	1,0-2,0	3,3-4,5	25-38	1,0-2,0	0,8-1,5	1545

*Дополнительно легирован: W = 0, 20-0, 40%; Mo = 0,15-0,8%.

Таблица 2.2—Химический состав смеси механической ТУ У 322-19-39

Марка смеси	Химический состав смеси, % массе							Температура плавления, К
	C	Si	Mn не менее	Cr не менее	Ni	Cu	B	
ПС-14-80	5,2-7,1	до 2,0	0,3	49,0	0,3-1,0	0,52-1,13	0,04-0,18	1370-1420
ПС-14-60	4,0-5,7	2,0-0,3	0,7	35,7	0,7-1,8	0,22-0,63	0,10-0,32	1370-1426

К литым твердым сплавам предъявляются особые требования:

- они должны обладать твердостью не менее 55-65 HRC и износостойкостью по сравнению с металлом упрочняемой детали, а также образовывать с ним прочное биметаллическое соединение (сопротивление отрыва металла 80-120 МПа), иметь небольшую магнитную проницаемость;
- температура плавления сплава должна быть на 370-420 К ниже температуры плавления металла упрочняемой детали [6, 8, 23, 34];
- коэффициент линейного расширения наплавляемых сплавов должен быть близким к коэффициентам линейного расширения основного металла, из которого изготавливаются рабочие органы [23,74].

Приведенный химический состав хромистых чугунов и смеси механической типа «ПС» (табл. 2.1, 2.2) соответствует системам легирования Fe-C-Cr и Fe-E-Cr-B. В этих системах углерод и хром формируют структуру и фазовый состав, определяющий износостойкость наплавленного слоя [1, 2, 40-51], состоящий в зависимости от содержания углерода из карбидов и металлической основы, представляющей собой аустенитно-хромистую карбидную систему и эвтектику [1, 9-12, 17-18, 75-86].

Карбиды присутствуют в износостойком покрытии в виде Me_7C_3 (тригонального) или $M_{23}C_6$ (кубически гранецентрированного). При одинаковом их количестве сплавы с кубическим карбидом обладают более высоким сопротивлением к изнашиванию по сравнению к сплавам с тригональными карбидами. Чем больше образуется карбидов в наплавленном сплаве, тем выше их износостойкость [2, 4,7].

Металлическая основа в этих сплавах (табл. 2.3) после индукционной наплавки представляет собой тонко дифференцированные эвтектики. Она начинает формироваться вблизи границы сплавления и распространяется по всему наплавленному слою, который формируется на базе эвтектики и гексагоны с дифференцированными гранями или пустотами (рис. 1.2) .

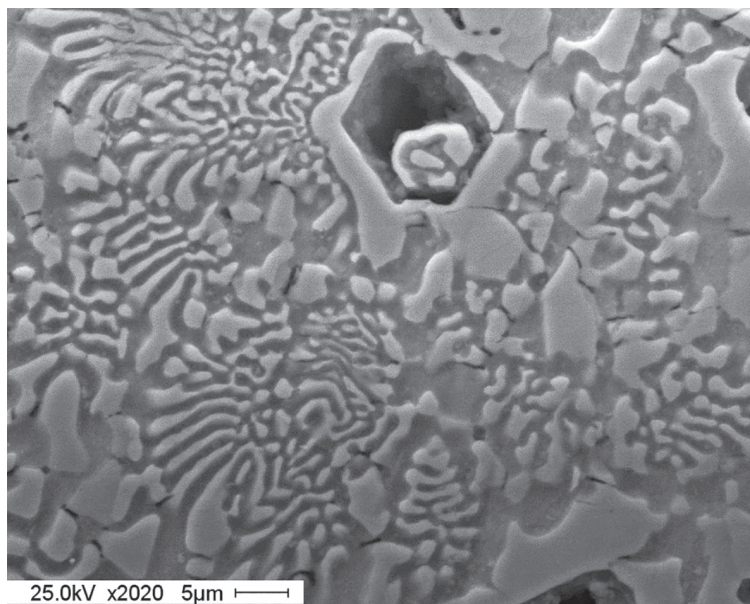


Рисунок 2.1– Характерная структура гексагона в наплавленном сплаве ПГ-УС25, при наплавке в шихте содержалось 8% карбида бора

Структура высоколегированных хромистых чугунов определяет их износостойчивость. У заэвтектических они выше, чем у эвтектических и доэвтектических, на 32-44% [87].

D.I. Kotecki и I.S. Ogborn провели экспериментальные исследования влияния микроструктуры и твердости на сопротивление абразивному изнашиванию

ванию наплавочных сплавов на основе железа при содержании углерода ($C > 4,0\%$) и хрома ($Cr > 16,0\%$). Установили, что углерод – наиболее важный элемент, определяющий микроструктуру и, следовательно, оказывающий сопротивление абразивному изнашиванию в наплавочных сплавах [82]. Основываясь на эмпирической теории твердого тела, диаграмме фазового равновесия Fe-Cr-C и аналитических результатах, было установлено, что минимальный износ покрытия выполняется при соотношении массовых долей хрома и углерода $W_{Cr}/W_C = 5,5-6,5$ [83].

При работе деталей в условиях ударно-абразивного изнашивания автором рекомендуется содержание углерода в сталях от 0,1 до 2,5% и хрома – в пределах от 4 до 20% [84].

Смеси механические типа «ПС» отличаются от хромистых чугунов тем, что состоят из порошков высокоуглеродистого феррохрома и литого сплава – связки, характерной особенностью которого является пониженная температура плавления (1340-1470 К). Это обусловлено тем, что бор в ней образует тройную эвтектику железо-бор-углерод с температурой плавления 1100 К (табл. 1.3) [85-87].

При расплавлении шихты, содержащей смесь механическую типа «ПС», в ней вначале плавится флюс, затем – сплав-связка на основе железа, который содержит: углерод, кремний, марганец, никель, медь и бор, а тугоплавкие частицы феррохрома, расплавляясь последними, делают расплав менее жидкотекучим, что обеспечивает большую равномерность толщины наплавленного слоя. Это особенно важно при упрочнении деталей больших размеров, подверженных при наплавке значительным термическим деформациям [85. 86].

Эти сплавы, имеющие с другими литыми материалами (например, хромистый чугун марки ПГ-УС25) степень перегрева, вызывают меньший переход основного металла в наплавочную композицию и образуют большую величину заэвтектической зоны, т.е. они менее чувствительны к перегреву. Даже при 30%-ном перегреве в расплаве смеси механической типа «ПС» имеются нерасплавившиеся частицы феррохрома, микротвердость которых соответствует 16900-20210 МПа. Это значительно превышает твердость абразивных частиц, входящих в состав почв (11000 МПа) [23, 85].

Они в процессе плавления твердого сплава снимают частично перегрев жидкого металла за счет внутренних тепловых стоков из-за большого размера частиц металла-связки. В расплаве образуются дополнительные активные центры кристаллизации, воздействие которых проявляется в увеличении скорости развития объемного затвердевания и диспергирования литого металла.

Частицы феррохрома играют роль инкуляторов в жидком расплаве, что обеспечивает возможность управления затвердеванием и кристаллизацией структуры наплавленного сплава.

Изменением соотношения феррохрома и связки в шихте можно получать свойства наплавленного слоя, наиболее соответствующие условиям работы детали. По мере увеличения количества феррохрома в шихте износостойкость наплавленного слоя возрастает, и при 20% она соответствует износостойкости сплава сормайт, а при 40% – сплава ПГ-УС25. Продолжительность наплавки сплава ПС-14-80 на 5% меньше, чем сплава ПГ-УС25.

Таким образом, феррохром в этих сплавах, с одной стороны, образует в наплавленном слое твердые износостойкие включения, характерные для смеси механической типа «ПС», а с другой – дополнительно легирует связку хромом и углеродом и снижает склонность биметаллического соединения к перегреву.

Микроструктура металла – связки (без феррохрома) – доэвтектическая. Участки твердого раствора и граничная полоса пронизаны иглами мартенсита. Строение ледебурита зернистое с дендритной ориентацией [4, 8, 23, 85], а микроструктура сплавов марки типа ПС-14-60 характеризуется наличием нерасплавившихся частиц феррохрома, избыточными карбидами и эвтектикой [85].

Совместное легирование матрицы сплава марганцем, никелем и медью способствует стабилизации переохлажденного аустенита и тем самым повышает пластичность и ударную вязкость наплавленного металла [4, 85-87].

Сопротивляемость изнашиванию наплавленного металла обеспечивает углеродистый феррохром, который по фазовому составу в основном состоит из тригональных карбидов и боридов хрома [85-87].

Дополнительные полевые испытания показали, что детали, наплавленные сплавом марки ПС-14-80, имеют долговечность на 10-14% больше долговечности наплавленных сплавом марки ПГ-УС25 [34, 54].

В литературных источниках приводятся противоречивые сведения об оптимальном содержании бора в наплавленном слое в зависимости от условий эксплуатации [86-87]. Л.С. Лившиц утверждает, что бора не должно быть более 0,5% в условиях ударно-абразивного износа [87]. Авторы В.М. Мозок и др. приводят результаты исследований работы черпаков драг, где в наплавленном слое углерода было 3,2%, а содержание хрома – около 30%. При содержании бора 2,4-2,8% износостойкость высокохромистых чугунов возрастает почти в два раза [88].

Представляют научный и практический интерес осуществление и исследование процессов легирования твердого сплава бором при индукционной наплавке изделий, работающих в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного изнашивания [87,88].

2.2 Флюсы для индукционной наплавки

Основной целью внесения флюса в порошок твердого сплава является очистка расплавившимся флюсом упрочняемой поверхности изделия и поверхности частиц сплава от жиров, окислов, что позволяет создать благоприятные условия для схватывания упрочняемого металла изделия с расплавом упрочняемого сплава [89-93].

Флюсы для индукционной наплавки представляют собой различные смеси кислотных, щелочноземельных, амфотерных окислов и солей.

Наиболее распространенными компонентами флюса являются борный ангидрид (B_2O_3), оксид натрия (Na_2O), оксид кальция (CaO), криолит (Na_3AlF_6). Они вводятся во флюс в сочетании с другими компонентами.

Флюсы для индукционной наплавки должны отвечать следующим технологическим и физико-химическим свойствам:

- защищать жидкую фазу от окружающей среды и потерь тепла;
- очищать упрочняемую поверхность от загрязнений;
- не препятствовать теплопередаче от наплавляемой детали к частицам сплава;
- уменьшать поверхностное натяжение твердого металла;
- понижать межфазное натяжение на границе твердая поверхность – расплав;
- не изменять флюсующие свойства в процессе наплавки;
- полностью и легко удаляться с поверхности наплавленного слоя;
- обладать пониженной температурой плавления по сравнению с твердым сплавом и наплавляемой деталью;
- при необходимости обладать легирующими свойствами.

Значительное количество различных марок флюсов для индукционной наплавки вызывает необходимость исследовать те, которые широко применяются на заводах АСМ, ЦСМ и ЗОР. Установить их влияние на процессы формирования износостойкого слоя на поверхности рабочего органа и другие технологические свойства.

Бура (ГОСТ 9429-77), или тетраборат натрия ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$), молекулярный вес которого 381,4 Мв, представляет собой порошок белого цвета с плотностью 1730 кг/м³ и температурой плавления 1150 К. При нагреве до 620-670 К бура теряет воду, при плавлении образуется нерастворимое в воде стекло.

Бура активно взаимодействует с жировыми и окисными пленками, находящимися на поверхности основного металла и частиц твердого сплава, образуя при этом легкоплавкие боратные соединения, борная кислота повышает газопроницаемость шлака и увеличивает вывод газов из расплава [34, 60]. Борная кислота H_2BO_3 (ГОСТ 18704-78) с молекулярным весом 61,84 Мв и плотностью 1,435 кг/м³ при температуре 455 К разлагается на борный ангидрид:



Борная кислота выпускается двух сортов: первый – 99,5% основного вещества, второй – 98,5%, остальное – примеси (тяжелые металлы).

При составлении флюса для индукционной наплавки в состав вводится от 40 до 65% борного ангидрида, который вносится бурой и борной кислотой. Использование именно этих материалов обусловлено тем, что они обладают высокой устойчивостью при нагреве и очень эффективно воздействуют как раскислители в интервале температур 780-1300 °С. Остальные компоненты добавляются в той или иной пропорции в состав флюса в зависимости от вида твердого сплава, наплавляемого металла, а также конкретных технологических требований, предъявляемых к наплавленному слою.

Силикат натрия (ГОСТ 4239-77) содержит до 71% SiO_2 , 27,5% Na_2O , 1,25% CaO и др.

Он снижает температуру плавления флюса, способствует раскислению и удалению шлаковых включений, тормозит образование пор в расплаве [94-95]. Циркон ZrSiO_4 (ГОСТ 21907-76) содержит 32,99% кремнезема и 67,01%

окиси циркония. В наплавочной шихте повышает шлакоотделение, улучшает чистоту поверхности расплава и выводит неметаллические включения [93-97].

Флюсы для индукционной наплавки в РФ и странах СНГ применяются на основе боратных соединений с добавлением других компонентов (табл. 2.1).

Таблица 2.1–Химический состав флюсов

№	Наименование республики, завода	B ₂ O ₃	Na ₂ O	CaO	SiO ₂	ZnO	Al ₂ O ₃
1	РФ, Алтайсельмаш, завод АСМ	50-65	10-15	10-15	25-30	-	0,04
2	Украина, завод Октябрьской революции, ЗОР	40-45	10-15	3,0-5,0	22-25	18-20	0,03
3	Казахстан, Целиноградсельмаш, ЦСМ*	40-45	10-15	8-10	20-25	-	0,33

*Вводится во флюс CaF (2-3%), MgO (2-3%).

Необходимо отметить, кроме боратных соединений вводятся и другие материалы, которые в зависимости от требований, предъявляемых к флюсу (шлаку), изменяют его различные характеристики: смачивание, поверхностное натяжение, плотность, вязкость, электропроводность, самопроизвольное шлакоотделение, легирование и др. [89-105].

Смачивание определяет степень защиты основного металла и твердого сплава от кислорода воздуха. Эффект смачивания определяется коэффициентом поверхностного натяжения, который, в свою очередь, характеризуется внутренним строением флюсов (размерами ионов, заряда, температурой и другими факторами).

Смачивание или несмачивание поверхности металла флюсом определяется физико-химическим сродством расплава флюса к основному металлу и окисной пленки на его поверхности.

Окисленный металл лучше смачивается, чем не окисленный. Это объясняется тем, что оксиды, входящие в состав флюсов и соли, имеют близкие кристаллические решетки и, кроме того, обладают сродством к оксидной пленке.

Смачивание флюсом с кислотными свойствами увеличивается с повышением основных свойств окисной пленки. Аналогичная зависимость наблюдается в том случае, когда флюс имеет основные свойства, а окисная пленка – кислотные.

Для повышения эффекта смачивания металла во флюс добавляются компоненты, содержащие щелочные и щелочноземельные элементы типа солей LiCl, KF, KCl и др.

Влияние компонента на смачиваемость при вводе его во флюс зависит от величины обобщенного момента, который является энергетической характеристикой, выражающей энергетические свойства иона, и определяется отношением заряда иона к его радиусу.

Поверхностное натяжение дает информацию о межчастичных силах в расплавах, их строении и находится в зависимости от смачивания. При этом

смачивание определяется величиной трех сил на границе раздела: твердый металл – газ, твердый металл – жидкость, жидкий металл – газ [63].

От плотности флюса в большой степени зависит скорость удаления неметаллических включений. Снижение плотности шлака по сравнению с металлургическим расплавом увеличивает скорость всплытия посторонних включений.

Плотность флюсов возрастает при введении добавок с большим удельным весом (CuO , Fe_2O_3 , ZnO , BaO) и снижается при добавке более легких компонентов (SiO_2 , MgO) и др. [98].

С повышением температуры плотность флюсовых расплавов прямо пропорционально уменьшается. Экспериментально определено, что плотность их повышается на $0,2\text{--}0,3 \text{ г/см}^3$ при увеличении температуры на 440 К [97,98].

Изучение электропроводности флюсов позволяет объяснить механизм многих химических реакций, идущих с участием компонентов флюса, влияющих на вязкость расплавленных флюсов, растекание флюса и смачивание ими поверхности основного металла и твердого сплава.

Электропроводность флюса снижается с повышением кислотности флюсов и повышается с увеличением содержания в них оксидов [97, 98].

Согласно современным представлениям расплавы солей находятся в ионизированном состоянии, поэтому процессы флюсования являются электрохимическими [97, 99].

Измерение электропроводности флюсов, содержащих тетраборнокислый натрий и борную кислоту, позволило установить, что при расплавлении этих компонентов образуются борокислородные комплексные анионы в виде $\text{B}_x\text{O}^{n-}_y$, обладающие разной степенью сложности. В связи с этим у боратных флюсов электропроводность значительно ниже, чем у флюсов на основе галоидов металлов.

При наплавке твердого сплава возникает возможность установления равновесного обмена катионами между кристаллической решеткой основного металла и расплавом флюса. В результате обмена катионами двух фаз на поверхности металл-флюс образуется двойной электрический слой. Это происходит из-за накопления отрицательных зарядов на поверхности металла и положительных ионов в расплаве флюса. Окисная пленка, как и металл, заряжается отрицательно. Под воздействием разности потенциалов она отрывается от поверхности основного металла и переходит в шлак. Таким образом, кинетика флюсования во многом определяется электрохимическими процессами, протекающими на границе металл-флюс при индукционной наплавке [97-99].

Для снижения угара химических элементов шихты в ее состав входят компоненты, имеющие более высокую температуру плавления, например, ферросилиций [100,101] При расплавлении боратных не обезвоженных флюсов выделяются газы, и расплав вспучивается над поверхностью упрочняемого металла, что приводит к образованию раковин и пор [23, 99, 101].

Для исключения образования паров воды, водорода и прочих газообразных соединений во флюс вводятся элементофтористые соли щелочных металлов Na_3HClF_6 , Na_2SiF_6 , K_2ZrF_2 и другие, позволяющие в некоторой степени устранить эти недостатки, так как перечисленные соли вследствие высокой активности фтора разлагаются при более низких температурах [102].

При индукционной наплавке необходимо использовать флюсы, где процесс отделения шлака от упрочняемой поверхности происходит самопроизвольно [102, 103].

Отделение шлаковой корки от поверхности металла зависит от многих факторов: состава флюса, физико-химических свойств шлака, кристаллографической структуры металла на границе со шлаком [102-106].

В настоящее время существует несколько гипотез по механизму сцепления шлака с металлом. Однако наибольшее распространение получила гипотеза, которая утверждает, что при повышении окислительной способности шлака значительно снижается отделяемость шлаковой корки от поверхности наплавленного слоя из-за образования окисной пленки между металлом и шлаком. Эта пленка имеет структуру, близкую к кристаллической решетке закиси железа и никеля [103]. Окисная пленка, состоящая из закиси железа (Fe_2O_3), кристаллизуется в кубической форме, прочно сцепляется с наплавленным слоем. Для повышения отделяемости шлаковой корки рекомендуется изменить окислительный потенциал шлака так, чтобы исключить образование промежуточной пленки или получать параметры кристаллической решетки, которая не могла бы через слой срастаться с наплавленным металлом [105].

Микролегирование флюсом наплавляемого металла должно производиться таким образом, чтобы обеспечивалось измельчение первичных зерен, получение в наплавленном слое минимального количества неметаллических включений [106].

Для обеспечения процесса легирования флюсом наплавленного слоя необходимо в его состав вводить компоненты, которые могли бы восстанавливаться. Например, оксид меди, который вводят во флюс (CuO) в влияние на формирование износостойкого слоя упрочняемых деталей в количестве 4-5%. Кроме того, ион окиси меди активно восстанавливается углеродом, поступающим в металл-связку, способствует образованию в ней аустенита и тем самым повышает пластичность наплавленного металла, из-за чего стойкость наплавленного слоя возрастает к ударным нагрузкам.

Таким образом, как следует из таблицы 1.4, на заводах АСМ, ЦСМ и ЗОР применяются флюсы для индукционной наплавки, которые по химическому составу отличаются друг от друга, несмотря на то, что наплавляются твердые сплавы на углеродистые и низколегированные стали. Поэтому вызывает теоретический и практический интерес исследовать и установить их оптимальный состав для различных марок к упрочняемым сталям.

2.3 Прокат сталей, упрочняемых индукционной наплавкой

Значительное количество металлопроката на заводы сельскохозяйственного машиностроения поступает в виде полосы толщиной 4-10 мм, а по ширине близкой к максимальной величине габаритного размера изготавливаемой детали.

Прокат по химическому составу соответствует сталям ГОСТ 1050-78 50Х, 65Г, 50ХГА и в некоторых случаях – Ст3 (ГОСТ 380-60). Химический состав перечисленных сталей приведен в таблице 2.3.

Таблица 2.3–Химический состав сталей для изготовления рабочих органов сельхозмашин

Марка стали	Химический элемент, %				
	C	Mn	Si	Cr	прочее
50X	0,47-0,55	0,7-0,8	0,17-0,37	≤0,25	-
65Г	0,62-0,70	0,390-1,20	0,17-0,37	≤0,30	≤0,4
50ХГА	0,46-0,54	0,80-1,0	0,17-0,37	0,95-1,20	≤0,04
Ст 3	0,14-0,22	0,40-0,65	0,12-0,30	-	-

Автором предложена методика выбора более технологичной стали для осуществления процесса индукционной наплавки [107].

Как правило, на заводах ЗОР, АСМ, ЦСМ перед наплавкой уменьшение толщины лезвийной части рабочих органов производится фрезерованием для обеспечения качества соединения основного металла с наплавляемым твердым сплавом. Имеется также номенклатура деталей, не подвергающаяся механической обработке, очистку ее поверхности от ржавчины и окалины обеспечивают флюсы.

По согласованию с металлургическими комбинатами профиль полосы формируют под процесс индукционной наплавки.

Например, у выдвижного долота требуется толщина наплавочного слоя 3 мм. Поэтому у заготовки этих деталей предусмотрены бурты, предохраняющие от стекания расплава, а паз осуществляется фрезеровкой.

Непосредственно на металлургическом заводе разработан специальный прокат, в котором предусматривалась поверхность, ограниченная буртами для предупреждения стекания расплава, а затем был изменен и весь профиль проката, после этого значительно уменьшилось время на процесс фрезерования детали, что позволило эффективно использовать программирование нагрева на заводах сельхозмашиностроения АСМ и ЗОР. [22, 23]. Это было использовано в специальном профиле проката для лемехов к корпусам с выдвижным долотом, у которого площадка под наплавку 33 мм и глубиной 3 мм фрезеровалась и упрочнялась сплавом.

Например, в сварных стрелчатых лапах наплавку носовой части проводили в специальную кромку на не тыльной стороне изделия, а в штампованных в технологическую канавку.

Необходимо отметить, что прокат, из которого изготавливаются рабочие органы сельхозмашин, выполняется из сталей 65Г, 50Х, 50ХГА и Ст3, которые имеют разнотолщинность, погнутость, щербины, что оказывает влияние на образование структурной неоднородности в процессе индукционного упрочнения.

В последние годы (5-8 лет) появились новые стали для изготовления рабочих органов сельскохозяйственных машин, экономно легированных бором, имеющие более высокие физико-механические характеристики в процессе обработки почвы.

Глава 3 МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАГРЕВА УПРОЧНЯЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ ШИХТЫ, СТРУКТУРЫ И СОСТАВА УПРОЧНЕНИЯ СЛОЯ

3.1 Определение температуры плавления флюса

Важной технологической характеристикой флюсов является его температура плавления, влияющая на протекание металлургических процессов между флюсом, поверхностью основного металла и расплавом твердого сплава [18, 89, 93, 106-108]. Активность флюсов проявляется в определенном температурном интервале, в котором они обеспечивают флюсующие свойства.

На заводах АСМ, ЦСМ, ЗОР при изготовлении флюса температура плавления их не определялась, поэтому представляет практический и научный интерес – определить температуру плавления флюсов, используемых для наплавки твердых сплавов индукционным методом.

На рисунке 3.1 представлена структурная схема для определения температуры плавления флюса в твердом сплаве (шихте).

Устройство состоит (рис. 3.1) из электропечи 1, электрододержателя 9 для фиксации термопары 3, двух электродов 4, 5 и фиксатора 10 для установления лабораторной лодочки 2, кроме того, регистрирующие приборы – миллиампервольтметр 7, потенциометр 8 и источник переменного напряжения 6.

Устройство работает следующим образом. Электропечь 1 (рис. 3.1) нагревают до заданной температуры, предварительно поместив в нее лодочку 2, в которую насыпают наплавочную шихту, состоящую из твердого сплава и флюса. В лодочку 2 устанавливают термопару 3 и электроды 4 и 5. Затем в электрическую схему посредством генератора 6 подается напряжение с частотой 500 Гц. Характер изменения тока в наплавочной шихте регистрируется самопишущим миллиамперметром 7, а температура наплавочной шихты – потенциометром 8.

По результатам нагрева наплавочной шихты построены графики (рис. 3.2). Из анализа полученных данных (рис. 3.2) следует, что флюсы, перемешанные с твердым сплавом, в различных пропорциональных соотношениях плавятся при различных температурах в зависимости от содержания тугоплавких компонентов в нем. Определяющим фактором порога активности флюса в наплавочной шихте является устойчивое значение переменного тока на частоте 500 Гц.

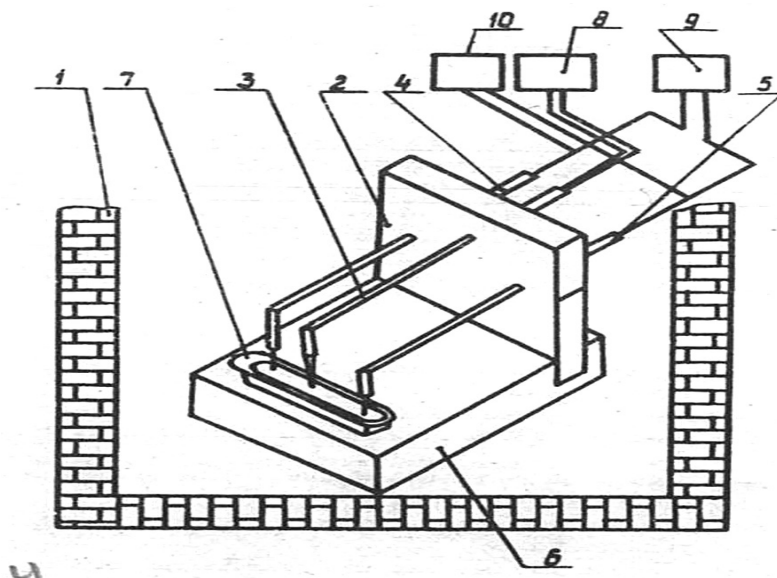


Рисунок 3.1– Структурная схема для определения температуры плавления флюса в наплавочной шихте

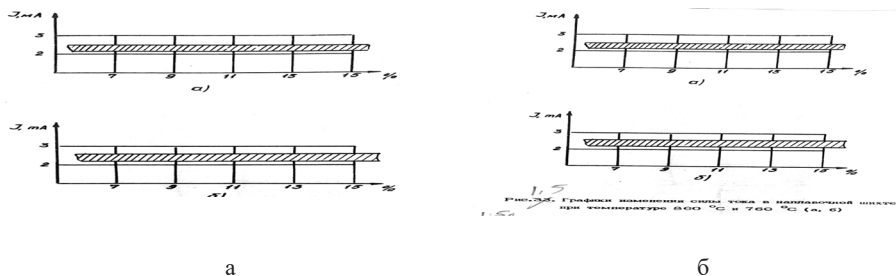


Рисунок 3.2 – Устойчивое значение силы тока при температуре начала плавления флюсов: а – АСМ – 1090 К; б – ЦСМ – 1130 К

Порог активности флюса (АСМ – 1090 К, ЦСМ – 1130 К, ЗОР – 1160 К) достигается в тот период, когда частицы твердого сплава очищены от окислов и представляют единый проводник. Разработанную методику и устройство можно рекомендовать для определения температуры начала плавления флюса.

Из графиков следует, что флюс завода ЗОР (рис. 3.2) имеет температуру плавления выше в 1,3-1,4 раза. Это связано с тем, что в его составе содержится больше компонентов с более высокой температурой плавления (оксид циркония до 20%).

3.2 Методика определения температуры нагрева и плавления частиц высокохромистого чугуна

Важной составляющей процесса упрочнения индукционным методом является характер нагрева частицы упрочняемого порошкового материала в наплавочной шихте. Поэтому оптимизация их нагрева на упрочняемой детали невозможна без регистрации с достаточной степенью точности температурных режимов наплавки. Вопросу измерения температуры нагрева порошковых материалов посвящено ограниченное количество работ [109, 110].

В работе А.Н. Гордова предлагалось измерять температуру в порошковых материалах пяточковой термопарой. Причем, рабочему спаю придавалась форма объекта, температура которого измеряется. Однако из-за разницы физико-химических свойств измеряемого материала и рабочего спая температура значительно отличалась от действительных значений [110].

Для измерения температуры порошковых материалов для индукционной наплавки рабочий спай термопары приваривали к отдельной частице порошка, в которой измеряли температуру [109]. Последовательность операций при изготовлении этого устройства состоит из нескольких этапов (рис. 3.3). Выбирается частица хромистого чугуна или механической смеси типа «ПС» размером не менее трех диаметров электрода 1 термопары, а частица 2 устанавливается в разделочную кромку приспособления 3, к частице прижимаются электроды. Затем конденсаторной сваркой они привариваются электродом.

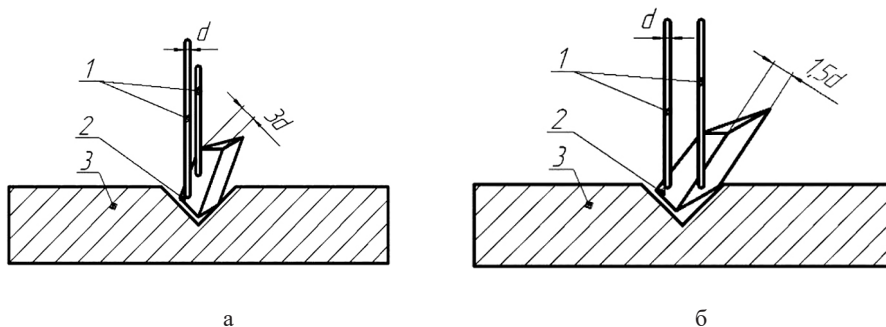


Рисунок 3.3 – Схема приварки двух электродов к одной (а) и двум (б) плоскостям: 1 – термоэлектрод; 2 – частица порошкового материала; 3 – приспособление для приварки частиц

На рисунке 3.3 показана схема крепления термоэлектродов к одной (рис. 3.3 а) и по двум плоскостям (рис. 3.3 б).

Предлагаемый способ обеспечил измерение температуры нагрева наплавочной шихты с учетом требований, предъявляемых контактным датчиком температуры [111, 112].

Этим методом измеряли температуру нагрева на границах шихта – основной металл и шихта – воздух. Полученные результаты достаточно достоверны, так как форма и химический состав рабочего слоя не отличаются от формы и химического состава отдельных частиц нагреваемого порошкового материала.

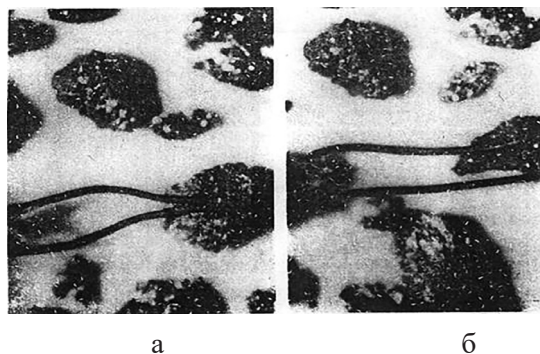


Рисунок 3.4 – Схема крепления термоэлектродов к одной (а) и двум (б) плоскостям порошковых материалов (x20)

Значительное влияние на процесс нагрева оказывает гранулометрический состав твердого сплава, от которого зависит и толщина слоя насыпки, а это в свою очередь в значительной степени определяет интенсивность нагрева и плавления наплавочной шихты (рис. 3.4).

Проведенные эксперименты показали, что по мере увеличения размеров частиц твердого сплава уменьшается глубина проплавления основного металла при неизменных режимах наплавки. Так, при наплавке шихты с размером частиц 0,5-1,2 мм глубина проплавления была 0,40-0,50 мм. При наплавке частиц 2,0-3,0 мм проплавление основного металла составило 0,30-0,35 мм, объясняется это тем, что в больших частицах индуцируется ток и нагревает их. Поэтому особенно при увеличении толщины наплавленного слоя целесообразно увеличивать гранулы твердого сплава [23].

Интенсивность нагрева твердого сплава в наплавочной шихте снижается по мере уменьшения его фракции. Посредством этого способа температуру нагрева наплавочной шихты можно измерить по высоте насыпки в любой точке, в том числе на ее поверхности (шихта + воздух и при контакте с деталью шихта + деталь), устанавливая рабочий спай зерна термопары на поверхности шихты, а во втором случае – приваривая термопару к поверхности детали конденсаторной сваркой.

3.3 Разработка нового метода измерения температуры плавления наплавочной шихты

Шихта для индукционной наплавки является многокомпонентной смесью, температура плавления которой зависит от содержания компонентов. Структура и свойства наплавленного износостойкого слоя в значительной мере определяются температурой жидкой фазы и временем ее контакта с наплавляемой поверхностью. Если температура наплавляемого сплава превышает температуру солидуса упрочняемой стали, то происходит формирование ослабленной зоны из-за расплавления основного металла и пере-

мешивания с твердым сплавом по границе сплавления [14-17]. Увеличение степени перегрева расплава повышает вероятность межкристаллитного проникновения основного металла в пограничные объемы упрочняемого сплава, что в свою очередь снижает износостойкость покрытия.

При выполнении наплавочных работ необходимо контролировать температуру плавления каждой партии шихты, это обусловлено тем, что температура плавления твердого сплава может колебаться в пределах 50-70 К, также периодически осуществлять экспресс-контроль температуры нагрева упрочняемой поверхности для последующей корректировки режимов высокочастотного нагрева [29, 35, 113, 114].

Для определения температуры плавления наплавочной шихты хромель-алюмелевую термопару диаметром 0,2 мм, изолированную двухканальной керамикой от места горячего спая до соединения с компенсационными проводами, приваривали к зерну твердого сплава (0,8-12 мм) и помещали в наплавляемую шихту, насыпанную ровным слоем толщиной 3 мм на сталь 65Г. При этом каждый горячий спай термопары через компенсационные провода присоединяли к высокочувствительному усилителю и плате сбора информации ЭВМ. Подготовленный образец с шихтой помещали в щелевой индуктор и проводили нагрев таким образом, чтобы наибольшее количество теплоты выделялось на некотором расстоянии (40-80 мм) от термопары. В процессе наплавки записывали показания в координатах: время (мс) и эдс (мВ).

На рисунке 3.5 приведена схема определения температуры плавления наплавочной шихты [114].

Регистрация температуры плавления наплавочной шихты осуществляется следующим образом: по мере приближения фронта плавления к термопаре происходит постепенное повышение температуры, затем наблюдается интенсивное увеличение скорости нагрева при достижении фронтом плавления участка, на котором располагается термический датчик. На мониторе это отмечается перегибом температурной кривой (точка К. рис. 3.6), по которому и определяли температуру плавления наплавочной шихты.

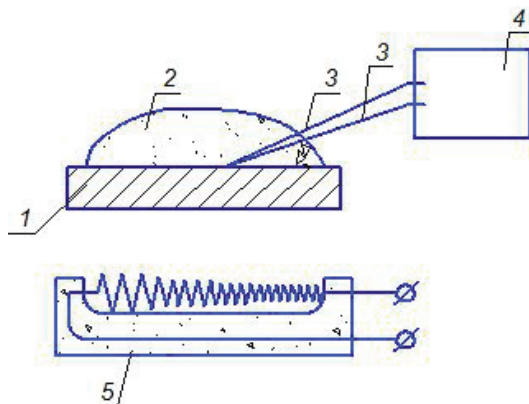


Рисунок 3.5– Схема определения температуры плавления наплавочной шихты: 1 – упрочняемый металл; 2 – наплавочная шихта; 3 – термопара; 4 – компьютер; 5 – источник нагрева металла и плавления шихты

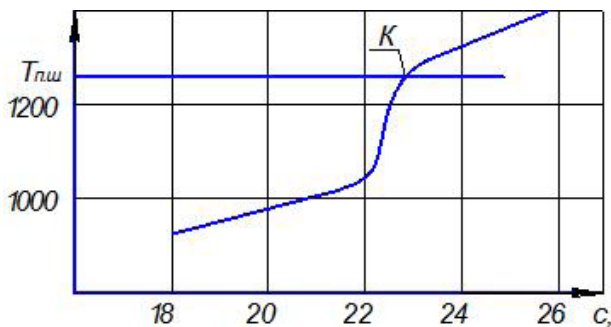


Рисунок 3.6— Определение температуры плавления наплавочной шихты при индукционной наплавке

Этим методом оценивали температуру плавления сплавов ПГ-С27 и ПГ-УС25 одной партии, но из разных банок (по 30 кг), у ПГ-С27 разность температур достигла 320-340 К, а ПГ-УС25 она составляла 330-340 К. При условии разных партий, поставленных в разное время, она в некоторых случаях достигла 380 К.

Следовательно, в условиях производства необходимо контролировать температуру твердого сплава, который поступает на завод, и корректировать режимы для обеспечения износостойкости покрытия.

3.4 Влияние кислотно-основных свойств флюсов на структуру хромистых чугунов

Назначение флюсов заключается в растворении окисных пленок как основного металла, так и зерен высоколегированного хромистого чугуна, металл-связки и частиц феррохрома и защите их от окружающего воздуха. Формировался наплавляемый слой таким образом, чтобы в нем отсутствовали поры, раковины, неспай и прочие дефекты. Кроме того, некоторые компоненты, содержащиеся в нем, обеспечивают и повышают износостойкость, пластичность наплавленного сплава, усталостную прочность, стойкость к ударным нагрузкам, теплоустойчивость и улучшают микроструктуру.

Одной из основных характеристик флюса является его раскислительная способность, зависящая от основности или кислотности флюса.

Расчет основности флюсов, применяемых на заводах отрасли с большими объемами наплавочных работ, показал, что все они кислые (табл. 3.1).

Таблица 3.1—Коэффициенты основности флюсов

Наименование завода	Основность флюсов
ЦСМ	2,18
АСМ	3,5
ЗОР	2,0

По данным авторов [34], при индукционной наплавке флюсы должны быть нейтральными или слабокислыми.

Известно, что флюсы для сварки должны быть основными, но исследованные флюсы заводов, применяемые в сельхозмашиностроении для индукционной наплавки, кислые.

Проводилась работа по определению влияния флюса (табл. 3.1) на шлакоотделение и структуру наплавленного слоя.

Для определения шлакоотделения от упрочняемых рабочих органов сельхозмашин на образцы из Ст3 размером 100х30х6 мм перед наплавкой насыпался слой наплавочной шихты толщиной 3 мм и шириной 20 мм, содержащей 85% сплава марки ПС-14-80 и 15% флюса производства заводов АСМ, ЦСМ и ЗОР.

С каждым флюсом наплавляли три образца на генераторе ВЧГЗ 100/0,066 на одних и тех же режимах: анодное напряжение $U_a - 7,5$ кВ, ток анода $I_a - 3,7$ А, ток сетки $I_c - 0,5$ А, напряжение на контуре УК $- 4,3$ кВ.

Наплавку производили одновременно всех образцов в одном индукторе.

После наплавки визуально оценивали характер шлакоотделения через 1 и 24 ч. Результаты приведены в таблице 3.2.

Таблица 3.2–Количество отделившегося шлака

Наименование заводов	Свободная от шлака поверхность, %	
	через 1 ч.	через 24 ч.
АСМ	95-100	90-98
ЦСМ	80-85	80-85
ЗОР	40-55	55-70

Степень отделения шлака от наплавляемой поверхности через 24 ч. можно проследить по результатам, приведенным на рисунке 3.7, из которых следует, что наиболее полное шлакоотделение произошло при использовании флюса АСМ. Это говорит о том, что компоненты данного флюса создают системы, влияющие на прочность связи шлака (стекловидные шлаки) с наплавленным металлом. Прочность связи шлака с наплавленным сплавом обеспечивается оксидами типа FeO, кристаллическая решетка его достраивает решетку вюстита Fe_2O_3 .

Поэтому необходимо, чтобы флюс обладал раскисляющими свойствами, и в этом случае оксиды типа вюстита на поверхности наплавленного металла не создаются, происходит отделение шлака без механического воздействия.

Флюс завода АСМ в своем составе содержит буру и борную кислоту (до 65%), силикат натрия (до 15%), силикокальций (до 15%), оксид кремния (до 25%), что обеспечивает полное раскисление наплавленного металла и создает шлак с более значительной разницей коэффициентов термического расширения с наплавленным сплавом.

Автором проводились исследования: влияние карбида и аморфного бора на процесс формирования подслоя на упрочняемой поверхности низколегированных сталей в процессе ТВЧ-нагрева при их борировании.

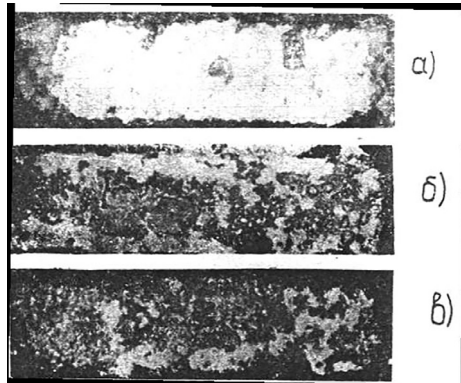


Рисунок 3.7– Образцы, наплавленные различными флюсами: а – АСМ; б – ЦСМ; в – ЗОР

Влияние флюсов, изготовленных заводами АСМ, ЦСМ, ЗОР соответственно, на структуру наплавленного металла, показано на рисунке 3.7.

Микроструктуры слоев, наплавленных с различными флюсами, отличаются друг от друга, но имеют одни и те же характерные зоны (рис. 3.7).

Граничный слой состоит из легированного аустенита с шириной от 0,02 до 0,04 мм с микротвердостью не более 480-500 HV.

Доэвтектическая зона содержит легированный аустенит, дендриты 1-го и 2-го порядков и карбидную эвтектику с неравномерной микротвердостью по ширине зоны.

В заэвтектической зоне образуются карбиды шестигранной формы и карбидная эвтектика.

Изменения структурных зон при наплавке деталей смешанной механической смесью марки ПС-14-80 показаны на рисунке 3.8.

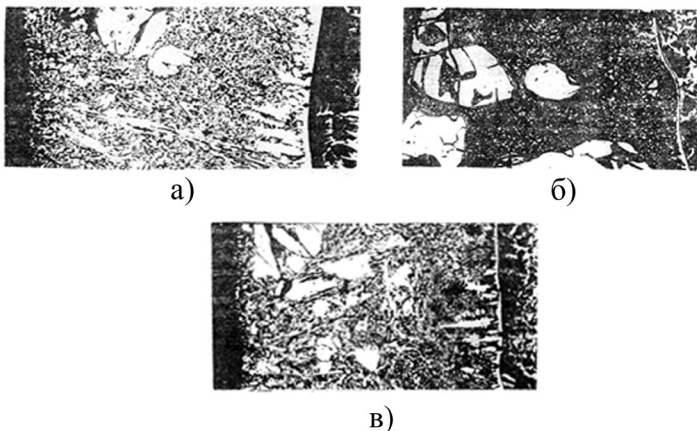


Рисунок 3.8– Структуры наплавленного слоя с флюсами: а – АСМ; б – ЦСМ; в – ЗОР

Влияние химического состава флюса на размер характерных зон формируемых в процессе формирования наплавленного слоя показан рис. 3.9.

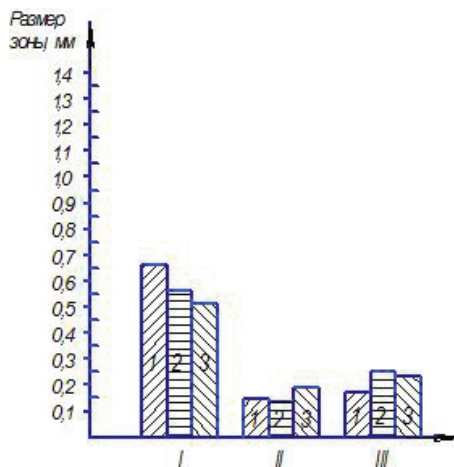


Рисунок 3.9– Влияние различных флюсов на величину характерных зон в наплавленном слое: 1 – флюс завода АСМ; 2 – флюс завода ЦСМ; 3 – флюс завода ЗОР; I – заэвтектическая зона, II – доэвтектическая зона, III – эвтектическая зона

Максимальный размер заэвтектической зоны в наплавленном слое наблюдается при наплавке шихты с флюсом завода АСМ, а минимальный размер – с флюсом завода ЗОР.

При определении микротвердости наплавленного слоя на образцах прибором ПМТ-3 с нагрузкой 50 г и шагом 0,1 мм было установлено, что более равномерная микротвердость по сечению наплавленного слоя образуется при использовании флюса завода АСМ (рис. 3.10).

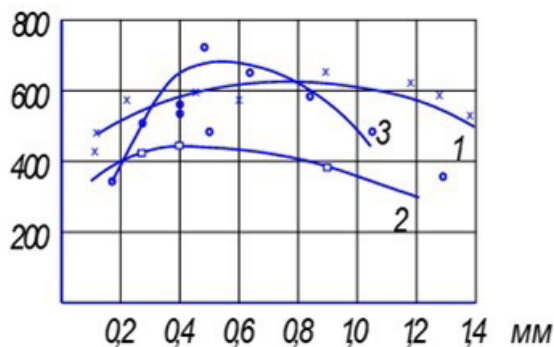


Рисунок 3.10 – Влияние различных флюсов на изменение микротвердости по толщине наплавленного слоя: 1 – флюс завода АСМ; 2 – флюс завода ЦСМ; 3 – флюс завода ЗОР

В качестве наплавляемого материала использовали смесь механическую с марки ПС-14-60, а флюсы заводов АСМ, ЦСМ, ЗОР.

Таким образом, проведенные исследования показали, что применяемые на заводах отрасли флюсы оказывают (при сопоставлении между собой) не-существенное влияние на микроструктуру наплавленного слоя.

3.5 Контроль тепловложения при индукционной наплавке

При индукционной наплавке регистрация температуры начала плавления наплавляемого сплава на упрочняемой поверхности детали является основным технологическим этапом, определяющим впоследствии физико-механические свойства износостойкого слоя. Этот фактор влияет на недогрев или перегрев наплавочной шихты, то и другое относится к браковочным признакам упрочненной поверхности.

Попытки контролировать температуру нагрева поверхности детали в процессе наплавки традиционными способами (термопара, пирометр) не нашли применения в производстве по причине сложного аппаратного оформления в первом случае, а во втором – большой погрешности при измерениях [109,110].

Кроме того, известны способы измерения температуры в объеме, основанные на обратимых физических или физико-химических процессах, протекающих под воздействием температуры в материалах, из которых изготовлено рабочее тело, или используются термочувствительные элементы специальных контактных или бесконтактных измерительных приборов и пр. [115-118]. В промышленности применяется способ цветовой индексации температуры, основанный на обратимом или необратимом изменении цвета индивидуальных веществ или смесей при достижении ими определенных температур за счет химического взаимодействия, фазовых переходов или температурного изменения спектральных поглощательных или излучаемых характеристик [118-119].

Измерения температуры нагреваемой токами высокой частоты поверхности детали производились с использованием порошков термитных реакций, а также металлов титана и алюминия, которые образуют между собой реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-процесса).

При взаимодействии смеси порошков многих металлов происходят экзотермические реакции с образованием продуктов интерметаллидов определенного состава:



В этих системах протекают реакции в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-процесса), который осуществляется по нескольким механизмам. Наиболее распространен тепловой взрыв [120].

В режиме теплового взрыва разогрев образцов осуществляется в две стадии.

При температурах окружающей среды температура образцов плавно повышается, однако СВС-процесс не инициируется (**1-я** стадия). После достижения температуры плавления легкоплавкого компонента или темпе-

ратуры плавления эвтектики в системе происходит мгновенный разогрев (2-я стадия), и начинается реакция синтеза интерметаллида, затем тепловой взрыв. СВС-процесс хорошо наблюдается визуально, так как происходит возгорание всего образца. Граница между этими стадиями определяется не скоростью нагрева или глубиной химического превращения в системе, а температурой плавления, которой соответствует отчетливый излом на термограммах, обусловленный интенсивным увеличением скорости тепловыделения при СВС-процессе [120].

Для тарирования термоиндикаторов воспламенения использовали вольфраморениевую термопару диаметром 0,2 мм, которую с помощью конденсаторной сварки приваривали к пластине из стали 65Г размером 45х60х6 мм. В непосредственной близости устанавливали термоиндикатор и затем нагревали в индукторе.

Определение температуры воспламенения термоиндикатора осуществляли следующим образом. После калибровки термопары ее подключали к АЦП K57 ПВ1А и осуществляли считывание ее показаний со скоростью до 36 с., оцифровку и передачу – на персональную ЭВМ с установленным на ней по регистрации данных ADC.com, чтения данных и калибровки устройств ADC. mcd, функционирующей в системе MathCAD. Для серии параллельных измерений температуры использовали по три образца одинакового состава, которые зажимали на пластине по очереди при помощи газовой горелки (рис. 3.11).



Рисунок 3.11 – Воспламенение термоиндикатора при помощи газовой горелки. Общая погрешность измерения температуры при этом аппаратном оформлении с использованием программного аппаратного комплекса не превысила 4,5%.

На рисунке 3.11 показана таблетка термоиндикатора, полученная из порошка алюминия АСД-1 и титана. Порошки смешивали в биконусном смесителе, формовали таблетки, а в качестве связующих применяли 1%-ный раствор канифоли в спирте.

Таким образом, готовились и таблетки, содержащие в своем составе компоненты (алюминий, оксид хрома, углерод) [121].

Для контроля температуры воспламенения подготовленных таким образом образцов использовали вольфраморениевую термопару диаметром 0,2 мм, которую с помощью конденсаторной сварки приваривали к пластине

из стали 10X18H9T размером 40х60х5 мм, а в непосредственной близости от термопары устанавливали образец таблетки термоиндикатора (рис. 3.12).

На рисунке 3.12 показан процесс воспламенения термоиндикаторов непосредственно в индукторе на поверхности стрелчатой лапы.

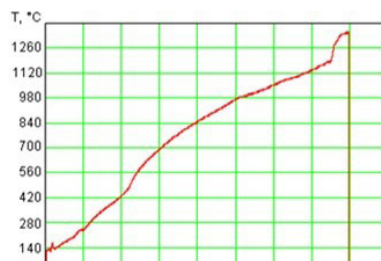


Рисунок 3.12 – Воспламенение термоиндикатора на поверхности детали, нагреваемой токами высокой частоты

На температурной кривой виден характерный температурный всплеск, при воспламенении порошковой смеси (рис. 3.13 а, б).



а



б

Рисунок 3.13 – Характерные температурные графики нагрева и воспламенения термоиндикаторов при толщине таблеток 1 мм (а) и 2 мм (б)

Таким образом, термоиндикаторы с достаточно высокой степенью точности регистрируют температуру на поверхности детали при индукционной наплавке. Это позволяет регулировать удельную мощность, вводимую в деталь как в ручном, так и в автоматическом режиме работы генератора высокой частоты [121-127].

Разработанный способ регистрации температуры нагрева поверхности и составы термоиндикаторов позволяют в процессе перемещения детали в индукторе определять температурные поля на упрочняемой поверхности и корректировать режимы работы генератора в период всей смены.

Глава 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ УПРОЧНЯЕМОГО ПОКРЫТИЯ

4.1 Экспериментальное исследование образование температурных полей на упрочняемых поверхностях деталей

Распределение температуры на упрочняемой поверхности при ее ТВЧ-нагреве зависит от многих факторов: профиля поперечного сечения – толщины, состояния поверхности (шероховатость, вогнутость, выпуклость), способа перемещения в высокочастотном электромагнитном поле, его частоты, коробления и др.

В результате скорость нагрева и плавления наплавочной шихты происходит неравномерно, из-за этого образуются изделия с неполным расплавлением твердого сплава или участки наплавленного слоя перегретого расплава, то и другое является браковочным признаком. Поэтому возникает необходимость исследовать распределение тепловых потоков на поверхности упрочняемого изделия, что позволит применять различные физико-химические и технологические воздействия для получения максимально однородной структуры в наплавленном слое.

Был исследован процесс индукционной наплавки тонких деталей от 4 до 7 мм и толщиной от 7 до 20 мм (с притуплением кромок от 1,5 до 2,0 мм и с углом заточки 15°). Максимальная температура создается в центре участка (ΔT_1 , ΔT_2) упрочняемой поверхности (рис. 4.1). Однако температуры отличаются с торцевой части и там, где соприкасается нагреваемая поверхность с оставшейся частью изделия.

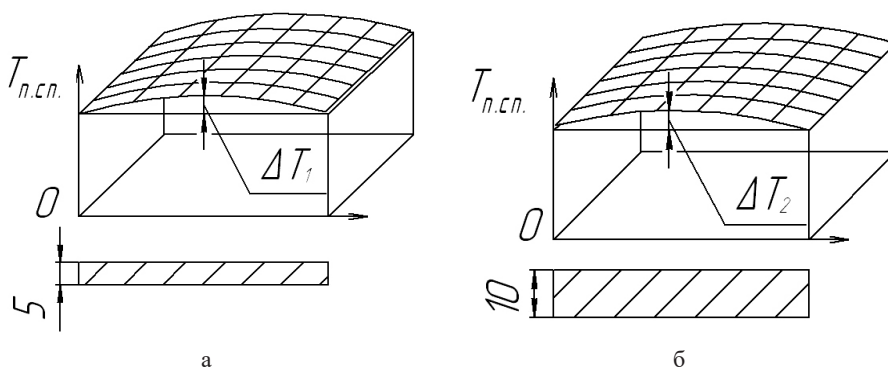


Рисунок 4.1– Характер распределения температуры на упрочняемой поверхности на деталях, имеющих различную толщину: а – тонкие детали (до 6 мм); б – толстая деталь (более 6 мм)

По результатам измерений температуры на упрочняемой поверхности изделия, имеющего переменное сечение, можно предсказать ожидаемый перегрев твердого сплава в центральной части заготовки. В случае, когда упрочняющая поверхность по сечению имеет форму клина, температурное поле значительно изменяется. Так, у тонкой части детали (рис. 4.2) максимальные температуры возникают на острие клина (ΔT_3) и имеют значительные градиенты по краю ΔT_4 (рис. 4.2 б).

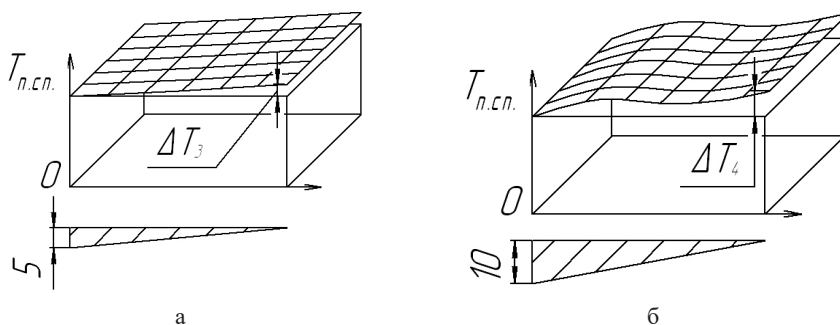


Рисунок 4.2 – Характер распределения температуры у деталей в форме клина и переменной толщины: а – тонкие; б – толстые

В процессе нагрева температура поверхности детали, имеющая переменное сечение вдоль и поперек нагреваемого участка, изменяется в толстой, средней и тонкой частях по-разному (рис. 4.3).

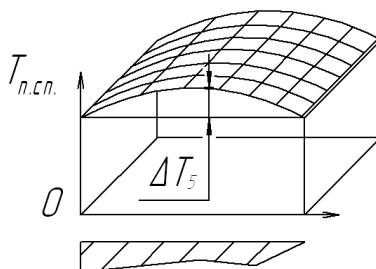


Рисунок 4.3 – Нагрев поверхности детали с переменным сечением вдоль и поперек наплавляемого участка

В начальный период процесса (до точки Кюри) нагрев тонкой части происходит быстрее. Это обусловлено толстой частью детали, в которую отводится тепло нагреваемого верхнего слоя. Изменение температуры в других частях детали происходит до тех пор, пока верхний слой не прогреется до температуры слоя, соприкасающегося с наплавочной шихтой на детали. В интервале высоких температур нагрев тонкой части отстает из-за больших потерь на излучение. Поэтому разность между излучаемой и получаемой энергией уменьшается. В связи с этим средняя часть поверхности детали нагревается до более высокой температуры, чем тонкая. Максимальная температура при нагреве подобных деталей достигается в средней части ΔT_5 , а не в тонкой ее части.

Неравномерность нагрева усугубляется значительными отклонениями в толщине периодического проката, из которого изготавливаются рабочие органы сельскохозяйственных машин. Поэтому равномерность нагрева всех участков деталей в индукторе практически невозможна.

4.2 Особенности плавления наплавочной шихты на лезвии рабочего органа

Тепло, передаваемое от упрочняемой поверхности наплавочной шихте при индукционной наплавке лезвий рабочих органов сельскохозяйственных машин, происходит неравномерно [15-17, 23, 34].

Вследствие этого создаются условия для перегрева упрочняемого расплава твердого сплава на отдельных участках.

Подобные температурные процессы приводят к значительному увеличению скорости растворения основного металла в расплаве износостойкого сплава, что является основной причиной развития доэвтектической зоны после кристаллизации наплавляемого покрытия на рабочие органы сельхозмашин [34].

Размер доэвтектической зоны зависит от количества выгоревшего углерода и основного металла, вовлеченного в процесс перемешивания [15, 18, 34].

Для более полного понимания причин образования неоднородных структур в наплавленном слое при индукционной наплавке необходимо рассмотреть механизм плавления наплавочной шихты, как на пластине, клине и детали, имеющей более сложный профиль, независимо от способа наплавки: последовательный, одновременный, комбинированный и др. Поэтому при индукционном упрочнении необходимо, чтобы контакт жидкого металла с основным не превышал 4 с. [34].

В случае, когда рабочий орган в месте упрочнения представляет пластину, процесс плавления наплавочной шихты осуществляется по всей поверхности практически равномерно (с учетом качества проката, расположения упрочняемой детали в индукторе и пр.). При этом перегрев достигает 5-10%. На рисунке 4.4 приведены структуры наплавленного хромистого чугуна марки ПГ-274 механической смеси и ПС-14-60 на сталь 65Г.

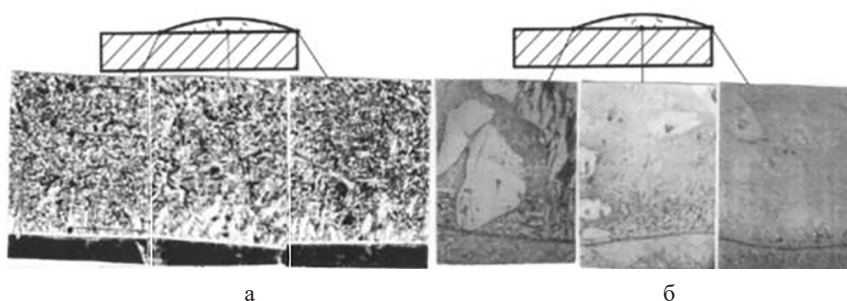


Рисунок 4.4 – Характерные структуры в различных точках наплавленного слоя на стали 65Г: а – сплав марки ПГ-С27; б – сплав марки ПС-14-60 (x150)

Равномерность расплавления порошковых материалов на поверхности пластины указывает то, что величина дендритной зоны одинакова вдоль всего поперечного сечения, и только со стороны основного металла рост их меньше из-за теплоотвода.

При наплавке на сталь 50ХГА сплава ПГ-С27 величина доэвтектической зоны меньше на 15-20% (рис. 4.5). Это связано с тем, что температура плавления стали по сравнению со сталью 65Г меньше на 8-12%.

При расплавлении наплавочной шихты на лезвии рабочего органа, имеющего форму клина, наблюдается более высокая степень перегрева даже на относительно небольшом участке упрочнения, что проявляется после затвердевания и кристаллизации твердого сплава (рис. 4.5).

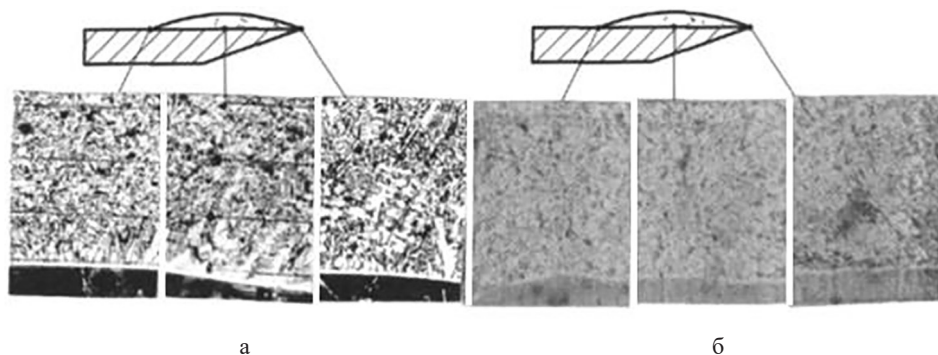


Рисунок 4.5 – Схема и структура наплавленного сплава (ПГ-С27) на сталь 65Г (а) и сталь 50ХГА (б) (x150)

Полученные результаты показывают, что максимальный рост доэвтектической зоны наблюдается посередине расплавляемого участка, несколько меньше в сторону кромки лезвия и со стороны основного металла (рис. 4.5).

В результате неравномерного нагрева и плавления наплавочной шихты создаются условия для значительного перегрева расплава на отдельных участках, где она достигает 15-20%.

Следует отметить, что размер доэвтектических зон, образующихся в наплавленном слое, меньше при наплавке на сталь 50ХГА, по сравнению со сталью 65Г (рис. 4.6).

Таким образом, процесс плавления и последующее контактирование расплавленного сплава с основным металлом зависят от состояния упрочняемой поверхности; чем она сложнее, тем больше вероятности создания условия для роста доэвтектической зоны в процессе затвердевания.

Влияние режима нагрева на твердые сплавы изучены достаточно полно [34, 35].

Проведенные исследования процесса индукционной наплавки сплавами ПГ-С27, ПГ-УС25, ПС-14-60 на Ст3, 65Г, 50ХГА и др. показали, что независимо от проводимых технологических мероприятий структурной однородности в износостойком покрытии достичь не удалось [128-133].

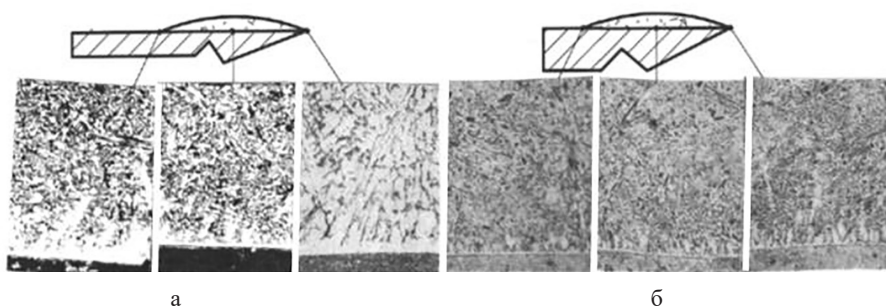


Рисунок 4.6 – Схема и структура наплавленного сплава марки ПГ-С27 на сталь 65Г и сталь 50ХГА (х150) с различным профилем упрочняемой детали по толщине, 8 мм (а), 10 мм(б)

4.3 Процесс кристаллизации высоколегированного хромистого заэвтектического чугуна

В работах советских и российских ученых Б.Ф. Баландина, А.М. Бочвара, К.П. Бунина, Н.Б. Гиршовича, а также зарубежных – Б. Чалмерс, Р.Ц. Радл, А. Оно и др. приводятся различные теории и математические модели затвердевания и кристаллизации металлов и сплавов. Предложены концепции процесса затвердевания и кристаллизации металлов и сплавов в слитках и отливках [134-142].

Затвердевание и кристаллизация наплавляемого твердого сплава несколько отличаются от процессов, которые протекают в слитках, отливках, сварных и паяных швах. Основное отличие состоит в том, что до полного затвердевания наплавляемого слоя химический состав его меняется как за счет диффузионных процессов, так и магнитного перемешивания [34, 129-132].

При индукционной наплавке в результате контакта расплава с основным металлом происходит насыщение последнего различными химическими элементами. В результате такого взаимодействия твердой и жидкой фазы в наплавленном слое после затвердевания образуется значительная неоднородность как по химическому составу, так и по структуре [15-18]. Процесс кристаллизации у хромистых чугунов (ПГ-УС25, ПГ-С27) и смеси механической марки (ПС-14-60 и ПС-14-80) отличаются друг от друга [53, 57, 107]. Это состоит в том, что в последнем случае остаются в расплаве не расплавившиеся частицы феррохрома, которые влияют на процесс формирования износостойкого покрытия.

При сплавлении на границе жидкий сплав – основной металл формируется аустенитная прослойка толщиной 0,02-0,04 мм, которая присутствует после затвердевания жидкого сплава по линии сплавления сплав – металл, называется граничной полосой и чаще всего по структуре представляет аустенит и мартенсит [18].

По линии раздела поверхности также формируются дендриты (рис. 4.7).

Дендритный рост на поверхности основного металла возникает вследствие того, что химические элементы, попадая в расплавленный сплав, создают ус-

ловия концентрационного переохлаждения, и на определенных плоскостях кристаллита происходит осаждение материала, отличающегося от дендрита упрочняемого металла и от жидкого расплава. Каждая часть кристаллита, выступающая дальше остальных, быстро растет в переохлажденной жидкости. Это приводит к образованию дендритов. Они, естественно, имеют соответствующие кристаллографические ориентации. Дендритный рост следует в направлении, противоположном отводу тепла [34, 102, 107, 134-142].



Рисунок 4.7– Аустенитная полоса у основания сформированного дендрита (x300)

Глубина проплавления, время контакта двух фаз жидкой – твердой, диффузия углерода и других химических элементов из жидкой ванны в основной металл – создают условия для максимального развития доэвтектической зоны по всей толщине наплавляемого сплава (рис. 4.9) [23, 34, 35, 48].

Дендритная структура (доэвтектическая) по отношению к другим структурам, образующимся в наплавленном слое, обладает пониженной износостойкостью [48, 49].



Рисунок 4.8– Дендритная структура в наплавленном сплаве по всей толщине покрытия (ПГ-С27 + сталь 65Г) (x250)

Каждый дендрит является монокристаллом и образуется из своего центра, поэтому количество и размеры дендритов определяются числом зародышей, определяющихся состоянием жидкого металла и величиной переохлаждения. Последняя, при прочих равных условиях, обуславливается скоростью охлаждения: чем больше скорость кристаллизации, тем разветвленное получают дендриты. Количество и длина дендритов возрастают с уменьшением содержания углерода [34, 113, 122]. Кристаллизация начинается с образования ряда плоских дендритов на упрочняемой поверхности. Затем развиваются ветви дендритов. Одновременно в жидкости при достижении определенного переохлаждения зарождаются кристаллы цементита. По строению пластины эвтектического цементита не отличаются от пластин первичного [78, 102].

При больших переохлаждениях, что наблюдаются в структуре наплавленного износостойкого слоя при индукционной наплавке, происходит совместный рост кристаллов аустенита и цементита, который сопровождается их совместной кристаллизацией и взаимным прорастанием, образуя эвтектику, называемую ледебуритом [102, 128].

По химическому составу сплавы марки ПГ-УС25 и ПГ-С27 относятся к белым заэвтектическим чугунам, смеси механические ПС-14-60, ПС-14-80 после расплавления также по химическому составу представляют заэвтектический чугун. В процессе индукционной наплавки в структуре сплавов типа «ПС» образуется доэвтектическая зона, но менее выраженная, чем при наплавке хромистых чугунов (рис. 4.10) [34].



Рисунок 4.9 – Зона сплавления в наплавленном сплаве ПС-14-60 на Ст3 (x150)

На зарождение доэвтектической структуры (в смеси механических типа «ПС») значительное влияние оказывают частицы феррохрома тем, что в процессе плавления они транспортируют к линии сплавления углерод [10-15]. Поэтому на участке действия диффузионных процессов углерода образование доэвтектической зоны подавляется полностью или частично (рис. 4.10). Частицы феррохрома выполняют функцию инокулирующих добавок

[34]. Доэвтектическая структура наплавленного слоя переходит в эвтектическую и затем – в заэвтектическую структуру хромистого чугуна. Формирование неоднородной структуры по сечению наплавленного износостойкого сплава обуславливается его разбавлением основным металлом и частично выгоранием углерода.

Таким образом, при осуществлении технологического метода индукционного упрочнения поверхности детали в нем по сечению слоя образуются характерные структурные зоны, являющиеся особенностью данного процесса.

Поэтому необходимо провести исследования по управлению структурой и фазовым составом наплавленного слоя индукционной наплавкой при воздействии на него различными методами (рис. 4.10)



Рисунок 4.10 – Методы физико-химического и технологического воздействия на формирование износостойкого слоя в процессе индукционной наплавки

Проведенные исследования позволят выбрать оптимальные составы, технологии и конструкции, обеспечивающие повышенную износостойкость рабочих органов для обработки почвы и продуктов растениеводства.

4.4 Выбор конструкционной стали для индукционной наплавки

В последние годы скорость обработки почвы возросла с 7 до 12 км/ч, а иногда – до 17 км/ч [143,144]. В связи с этим значительно возрастают нагрузки на рабочие органы, работающие в условиях интенсивного, абразивного и ударно-абразивного изнашивания. Поэтому возникла производственная необходимость выбора сталей и разработки новых с повышенной износостойкостью и обеспечением условий минимального влияния на об-

разование структурной неоднородности в наплавленном слое при индукционной наплавке.

Для поиска известных марок и вновь созданных была разработана методика, заключающаяся в том, что сталь 65Г (эталон) сваривали в стык с другой сталью (например, Ст3) снизу так, чтобы сверху образовалась кромка длиной 50-70 мм с углом раскрытия 35-55°. В образовавшуюся разделку кромок насыпали наплавочную шихту и осуществляли индукционную наплавку. После охлаждения заготовки вырезали темплеты и готовили шлиф для металлографических исследований (рис. 4.11), где со стороны стали 65Г подобной каемки не обнаруживается.

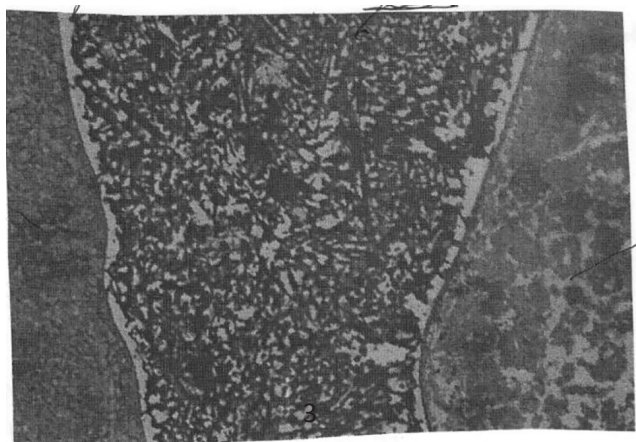


Рисунок 4.11—Соединения двух сталей 65Г (1) + Ст3 (2) через наплавленный сплав ПГ-УС27 (3) (x150)

Можно утверждать, что по этому параметру сталь 65Г обладает лучшими свойствами при индукционном упрочнении.

На рисунке 4.12 показана структура при соединении стали 65Г со сталью 50ХГА посредством твердого сплава ПГ-С27.

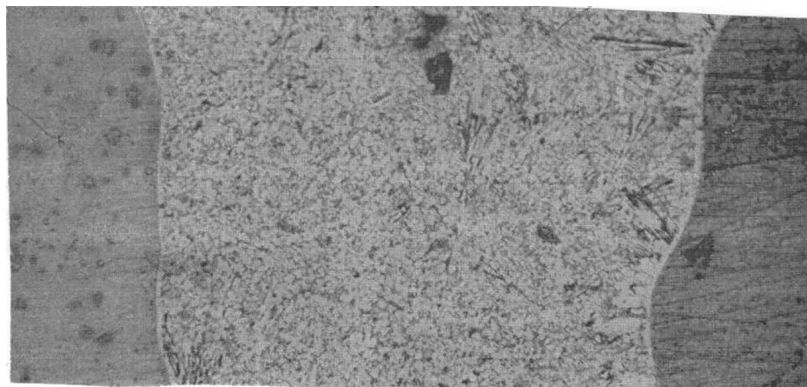
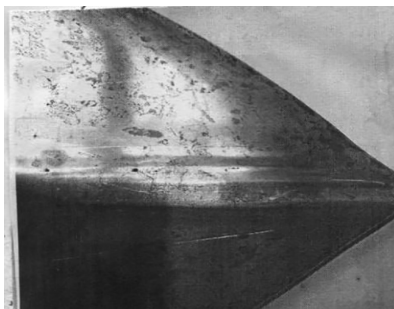


Рисунок 4.12—Микроструктура соединения стали 65Г (1) со сталью 50ХГА (2) и сплавом ПГ-С27 (3) (x300)

Со стороны стали 65Г в структуре наплавленного твердого сплава наблюдается характерная доэвтектическая структура, в стали 50ХГА подобной структуры нет.

В условиях полевых испытаний независимо от почвенных условий износ сварных стрелчатых лап со стороны носовой части происходит одновременно (рис. 4.13 а, б).



а



б

Рисунок 4.13– Характерный износ носовой части сварных стрелчатых лап, выполненных из стали 50ХГА: а – в верхней части в разделку кромок наплавлен сплав марки ПГ-С27; б – с двух сторон приварен сварочной проволокой СвО8Г2С

В данном случае оценивается износостойкость материалов, используемых для соединения сталей при изготовлении рабочих органов, и их возможность в период всей эксплуатации сохранять геометрическую форму для обеспечения выполнения агротехнических мероприятий.

Посредством данной методики оценивалась и износостойкость материалов (рис. 3.14).

В данном случае интенсивней износ происходит со стороны стали 65Г (термообработка нагрева – 1110 Ки низкий отпуск – 420-520 К).

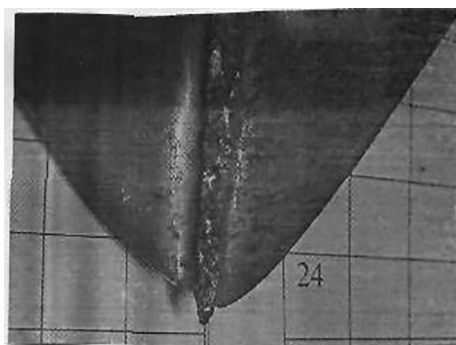


Рисунок 4.14 – Характерный износ двух материалов (65Г (1) и 50ХГА (2)) при соединении их с одной стороны сварочным швом, а с другой – наплавкой (механическая смесь марки ПС-14-60)

Таким образом, предлагаемая методика позволяет осуществлять выбор конструкционных сталей, которые наиболее технологичны для осуществления индукционного упрочнения [84].

При необходимости возможно оценить вновь предлагаемые стали, их износостойкость, а также подобрать метод и материал для упрочнения наиболее изнашиваемой части рабочего органа сельскохозяйственной машины.

4.5 Влияние повышенной частоты на нагрев наплавочной шихты

Исследований влияния частоты 880 кГц на процессы нагрева металла и плавления на нем порошковых материалов из хромистых чугунов и смеси механической типа «ПС» в технической литературе обнаружено не было. Поэтому механизм нагрева и плавления различных металлов и сплавов в зависимости от параметров электромагнитного поля представляет научный и практический интерес [13, 19, 23, 131].

Известно, что мощность, выделяемая в нагреваемой поверхности детали, пропорциональна частоте индуцируемого тока, Ом*м [67-70]:

$$P_o \cong 10^{-3} \frac{(I_u^a)^2 \sqrt{\rho \cdot \mu \cdot f}}{r}, \quad (4.1)$$

где ρ – удельное сопротивление, Ом*м;

μ – относительная магнитная проницаемость металла;

f – частота тока, Гц;

I_u^a – амплитудное значение тока индуктора, А;

r – расстояние между индуктором и наплавляемой деталью, м.

Повышение мощности генератора достигается посредством увеличения частоты тока (4.1) или уменьшения зазора между индуктором и упрочняемой поверхностью детали. На размер зазора накладываются ограничения. Уменьшение зазора возможно только до определенной величины из-за нарушения условия электрической прочности. Поэтому увеличение удельной мощности возможно только путем повышения частоты.

Необходимо отметить, что при индукционной наплавке после расплавления твердого сплава большая часть электродинамических сил оказывается приложенной к жидкому металлу. В результате этого поверхность жидкого металла искривляется, вызывая нежелательные изменения геометрии наплавленного слоя после кристаллизации.

Проводились исследования влияния частоты 880 кГц на производительность процесса наплавки и структуру наплавленного слоя в зависимости от толщины образцов и марок твердого сплава.

Толщину слоя шихты на упрочняемой поверхности образца, подготовленной для наплавки детали, изменяли от 1 до 3 мм.

Процесс наплавки осуществляли на генераторе ВЧГИ – 60/0,88 на следующих режимах: сеточный ток $I_c = 0,5A$, анодный ток $I_a = 4 A$, анодное напряжение $U_c = 11,5 kV$.

В процессе исследования было установлено, что при наплавке образцов толщиной 6 мм на частотах 66 и 440 кГц нет существенной разницы от наплавки на частоте 880 кГц, но с увеличением толщины упрочняемого изделия значительно увеличивается время нагрева и плавления наплавочной шихты вследствие интенсивного теплового отвода.

В случае, когда в качестве присадки используется хромистый чугун марки ПГ-С27, нагрев и плавление шихты происходят точно так же, как и при наплавке на частоте 66 и 440 кГц. При использовании сплава марки ПС-14-60 наплавочная шихта почти сразу после включения генератора нагревается и плавится по всей толщине за счет тепловыделения непосредственно в слое шихты. Это объясняется тем, что размер зерен сплава марки ПС-14-60 и ПС-14-80 (до 80%) составляет 0,7-1,0 мм, подобный гранулометрический состав порошкового материала достаточен для нагрева и плавления на частоте 880 кГц без участия теплоты, выделяемой упрочняемой поверхностью основного металла.

Было установлено, что при наплавке образцов Ст3 толщиной 6 мм сплавом ПГ-С27 с толщиной насыпки 1, 2, 3 мм время нагрева и плавления составило 35-38 с., а образцы, имеющие толщину 2 мм, наплавлялись в течение 16-28 с. Влияние толщины основного металла и марки твердого сплава на время наплавки приведено в таблице 4.1.

Из данных таблицы следует, что время наплавки для образцов толщиной 0,75-3 мм приблизительно одинаково. Однако продолжительность процесса наплавки сплава марки ПС-14-60 меньше на 15-25% по сравнению с наплавкой сплава марки ПГ-С27. Обусловлено гранулометрическим составом на частоте 880 кГц. Эти сплавы плавятся на частоте 880 кГц без участия теплоты, выделяемой от упрочняемой поверхности.

По результатам проведенных исследований не установлено зависимости микроструктуры сплава марки ПГ-С27 и ПС-14-60 от толщины основного металла и насыпного слоя шихты (рис. 4.13 а, б).

Таблица 4.1–Марка сплава, толщина металла и время наплавки

Сплав марки	Толщина образца, мм	Время наплавки, с
ПГ-С27	6	45
ПС-14-60	6	35
ПГ-С27	3	21
ПС-14-10	3	18
ПГ-С27	2	19
ПГ-14-60	2	16
ПГ-С27	1,0	26
ПС-14-60	1,0	20
ПГ-С27	0,75	38
ПС-14-60	0,75	21

Микроструктуры наплавленного слоя сплава марки ПГ-С27 имеют характерные, но явно не выраженные зоны (рис. 4.15 а).

Металлической основой наплавленного сплава являются δ - и α -фазы.

Как и при пониженных частотах (66 и 440 кГц), так и при частоте 880 кГц в процессе индукционной наплавки износостойких сплавов образуются карбиды типа $(CrFe_7)C_3$ и в меньшей степени – $(CrFe)_{23}C_6$ [14].

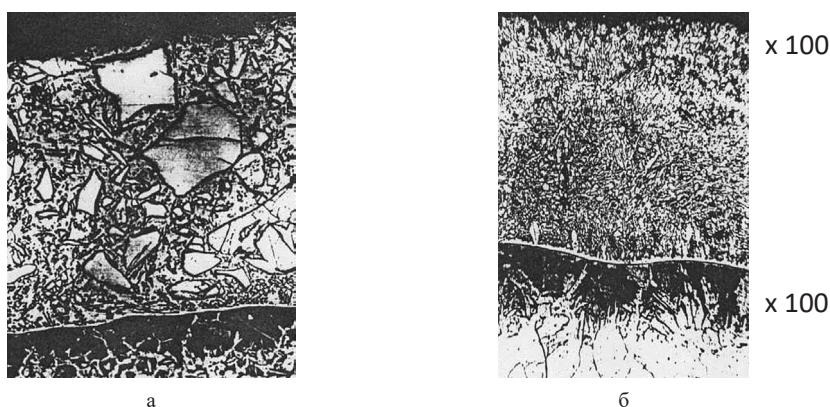


Рисунок 4.15 – Микроструктура образцов сплавов ПГ-С27 (а), ПС-14-60 (б), наплавленных на частоте 880 кГц

Первичные карбиды (Me_7C_3) в заэвтектической зоне (сплав ПГ-С27) имеют небольшие размеры по сравнению с наплавкой при низких частотах и не превышают по линии сплавления 3-5 мкм. Количество их в этой зоне составляет 30-45%. Присутствие этого карбида наблюдается по всей высоте наплавленного слоя.

Эвтектическая зона (рис. 4.15а) состоит из мелких карбидов преимущественно шестигранной формы и карбидной эвтектики.

При нагрузке 100 г микротвердость карбидов составила в пределах 7100-10150 МПа. Эвтектическая зона расположена в междендритном пространстве, и ее твердость не превышает 4800-5250 МПа. Дозэвтектическая зона определяется наличием дендритов твердого раствора аустенита с микротвердостью 3800-5150 МПа. Граничная зона в виде тонкой полоски (10-15 мкм) имеет микротвердость 3000-3400 МПа. Диффузионная зона основного металла состоит из тонкопластинчатого перлита с микротвердостью 2150-2400 МПа [34, 43, 54].

Образцы, наплавленные сплавом марки ПС-14-60, в микроструктуре явно выраженных характерных зон не имеют и представляют собой аустенитную матрицу с включениями частично оплавленных частиц феррохрома у участков карбидной эвтектики (рис. 4.13 б).

Метастабильный остаточный аустенит (10-30%) белых чугунов в результате воздействия абразива при изнашивании может превратиться в мартенсит деформации, значительно увеличивая твердость.

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

- частота 880 кГц высокочастотного генератора позволяет осуществлять наплавку деталей толщиной от 0,75 до 3 мм [131].
- при наплавке сплава ПС-14-60 производительность процесса повышается на 15-25% по отношению к сплаву ПГ-С27 из-за нагрева плавления большей части зерен твердого сплава в высокочастотном электромагнитном поле.
- на частоте 880 кГц существует возможность формирования наплавленного слоя без доэвтектической зоны для износостойких сплавов типа ПС-14-60.

Наплавкой деталей на частоте 880 кГц получают более однородную структуру наплавленного слоя, особенно при упрочнении сплавом ПС-14-60 [131-132].

Износостойкость наплавленного слоя увеличивается в 2,0-2,3 раза.

4.6 Переплав износостойкого покрытия угольным электродом

Установлено [15-18], что одним из главных факторов, влияющих на структуру и свойства наплавленного сплава вблизи его границы с основным металлом упрочняемой детали, является размер (по высоте) доэвтектической зоны, образующейся вследствие разбавления наплавляемого сплава материалом основы [34]. Предложенные ранее технические решения [23] в основном направлены на устранение условий возникновения нежелательной структуры в наплавляемом покрытии, которые не решают данную проблему, так как они не влияют на основной процесс механического перемешивания наплавляемого износостойкого сплава и основного металла углерода в системе.

При сварке разнородных материалов с целью повышения механической прочности и получения однородной структуры на сварные швы воздействуют различными электрофизическими, химическими и технологическими методами [131-133].

Для получения однородной структуры в наплавляемом слое сплава на него воздействовали электрической дугой вольфрамового электрода на режимах: сила сварочного тока – 140-150 А, напряжение – 20 В, толщина вольфрамового электрода – 3 мм.

На рисунке 4.16 а, б показана макро- и микроструктура наплавленного сплава марки ПГ-С27 после вторичного переплавления упрочненного слоя.

Переплавление дугой вольфрамового электрода наплавленного слоя (рис. 4.16) индукционной наплавкой хромистого чугуна с эвтектической структурой приводит к образованию дендритов, которые располагаются хаотично по всему полю шлифа (рис. 4.16 б).

Твердость наплавленного сплава составляет 49-53 HRCэ, а переплавленного – 40-45 HRCэ. Это объясняется тем, что в процессе плавления часть углерода выгорает, также можно предположить, что произошло разбавление

сплава основным металлом. Проведенные исследования на оптико-эмиссионном спектрометре (FOUNDRT-MASTER) показали, что содержание углерода снизилось с 4,5 до 3,5-3,0%.

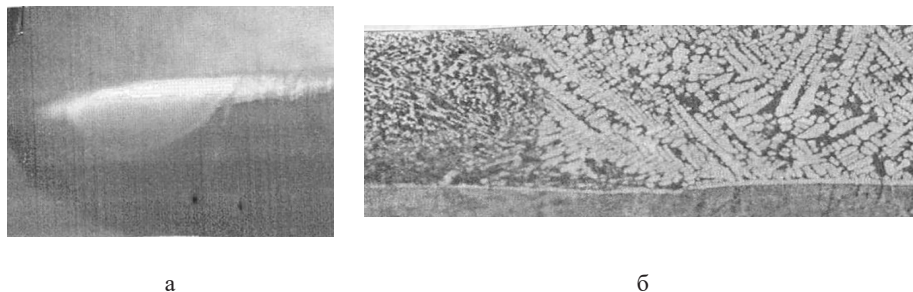


Рисунок 4.16– Микроструктура сплава после воздействия электрической дуги вольфрамового электрода: а – макрошлиф (x20); б – микрошлиф (x100)

Частично происходит разбавление наплавляемого смесей сплава основным металлом, в результате при кристаллизации образуются дендриты по всей высоте проплавленного слоя. Образующиеся дендриты представляют собой монокристаллы, растущие каждый из своего центра. В приведенном случае (рис. 4.13 б) дендриты вырастают максимально (дозвтеклическая зона составляет 100% наплавленного слоя).

Имеющийся углерод в наплавленном сплаве при индукционной наплавке как элемент расходуется на металлургические процессы: восстановление, раскисление, образование шлака.

Количество и длина дендритов возрастают с уменьшением содержания углерода и с увеличением переохлаждения. Образование дендритов по сечению износостойкого слоя осуществляется объемно.

С целью подавления дозвтеклической зоны в наплавленном слое проводились исследования изменения структуры и свойств наплавляемого сплава, после дополнительного воздействия на него электрической дуги графитового электрода и отработки технологии совместной индукционно-дуговой наплавки рабочих органов сельхозмашин.

Для проведения исследований из стали 65Г вырезали заготовки 90х60х6 мм и наносили на них наплавочную шихту, состоящую из 85% порошка хромистого чугуна марки ПГ-С27 (ГОСТ 2448-75) и 15% плавящего флюса для индукционной наплавки (завода АСМ). Шихта наносилась слоем толщиной 2,5-3 мм и шириной 20 мм. Подготовленные образцы помещали в петлевой индуктор и осуществляли наплавку твердого сплава. Далее на части наплавленных образцов производили переплав наплавленного износостойкого слоя под воздействием электрической дуги постоянного тока, зажигаемой между наплавленной поверхностью образца и заостренным (до 4 мм) графитовым электродом диаметром 8 мм. Источник питания – инвертор САИ-200, полярность обратная, сила сварочного тока 80 А и напряжение дуги 25 В.

У полученных образцов исследовались: микроструктура наплавленного слоя, состояние и протяженность границы его раздела с основным металлом и распределение микротвердости наплавленного слоя по глубине.

При использовании обратной полярности при переплавке с помощью графитового электрода происходит науглероживание упрочняемого покрытия. В данном случае вводимый в материал углерод не расходуется на параллельные процессы, а изменяет химический состав, структуру в наплавленном слое хромистого чугуна.

Для исследования процесса науглероживания наплавленного слоя электродуговой переплав производили до середины образцов, остальную часть оставляли без изменения (рис. 4.14). Из образцов, подвергнутых совместно индукционной наплавке и электродуговому переплаву, вырезали темплеты (1 и 2 рис. 4.17) для металлографических исследований и определения микротвердости в зоне сплавления.

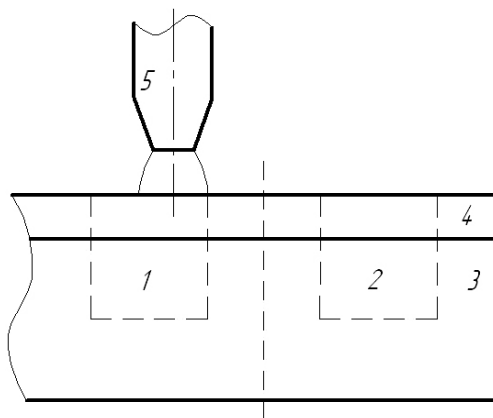


Рисунок 4.17 — Схема переплавления износостойкого сплава: 1, 2 — участки для металлографических исследований; 3 — основной металл; 4 — наплавленный слой твердого сплава; 5 — графитовый электрод

На рисунке 4.17 изображены структуры хромистого чугуна марки ПГ-С27 на стали 65Г (ГОСТ 1050-85), образовавшиеся после индукционной наплавки (а) и дополнительного переплава под действием электрической дуги графитового электрода (б).

При традиционном способе упрочнения поверхности металла (только индукционная наплавка) в наплавленном слое хромистого чугуна в зоне сплавления наблюдается ярко выраженная доэвтектическая структура чугуна. Ее образование вызвано подплавлением поверхностного слоя основного металла при индукционном нагреве, частичным смешением с наплавляемым материалом и взаимной диффузией элементов между слоями, которые приводят к уменьшению содержания углерода в этой зоне, увеличению содержания железа и смещению состава системы на диаграмме состояния Fe-C в доэвтектическую область. В то же время после воздействия электрической дуги графитового электрода, как следует из рисунка 4.18 б, в наплав-

ленном слое отсутствуют нежелательные структуры доэвтектической зоны вследствие легирования углеродом расплава через электрическую дугу.

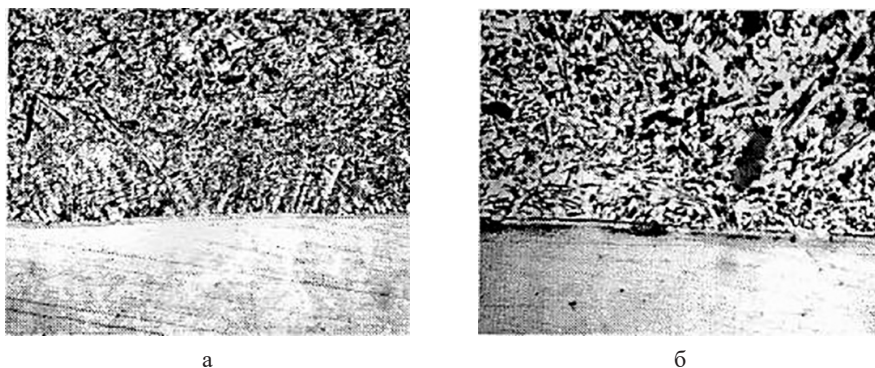


Рисунок 4.18– Структура наплавленного слоя (x150) до переплава (а) и после его переплавления электрической дугой графитового электрода (б)

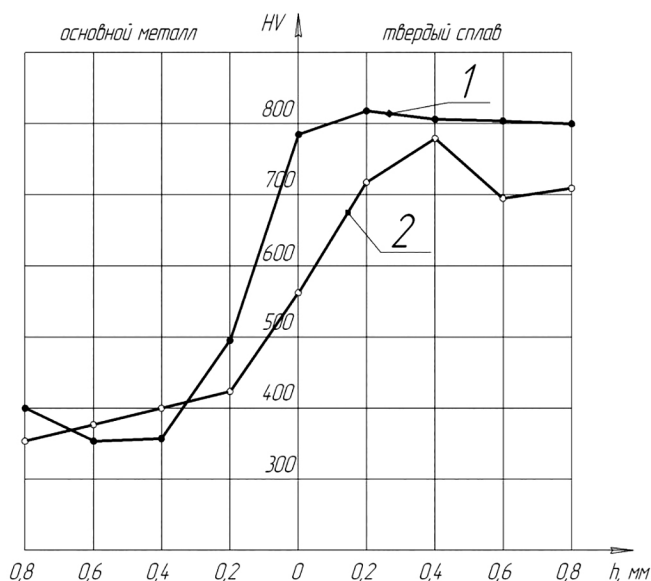


Рисунок 4.19 – Распределение микротвердости сплава марки ПГ-С27, наплавленного на сталь 65Г по глубине покрытия: 1 – после переплава дугой графитового электрода; 2 – без переплава

Кроме того, происходит изменение формы и размеры карбидных включений, а также несколько увеличивается протяженность границы раздела основной металл – наплавленный слой. Размер карбидных включений уменьшается и приближается к ланцетовидной форме из-за воздействия высоких температур [34, 76,77].

В результате высокотемпературного воздействия при горении электрической дуги изменился фазовый состав наплавленного сплава.

Об активизации диффузионных процессов и увеличении содержания углерода в системе свидетельствует и изменение микротвердости наплавленного слоя (рис. 4.19).

В наплавленном и переплавленном слое хромистого чугуна марки ПГ-С27 эмиссионным спектральным анализатором определяли содержание хрома и углерода с целью установления насыщения упрочняемого покрытия углеродом и выгорание хрома.

В результате воздействия электрической дуги графитового электрода углерода увеличилось с 3,9 до 4,7%, а хрома уменьшилось с 27,8 до 27,1%. Количество карбидной фазы возросло с 40 до 52%, которую определяли методом планометрирования, что совпадает с данными, приведенными в работе [101].

Как следует из рисунка 4.19, в результате дополнительного насыщения наплавленного слоя углеродом возрастает твердость на упрочняемой поверхности детали, изменяется размер карбидов и количество карбидной фазы в наплавленном слое. Структура наплавленного слоя изменяется, исчезает доэвтектическая зона, увеличивается количество карбидной фазы с 40 до 52%, размер карбидов становится одинаковым по всему наплавленному слою от 15 до 25 мкм. Микротвердость в этой зоне биметаллического соединения стали 65Г и сплава марки ПГ-С27 становится практически одинаковой по всей толщине износостойкого покрытия в отличие от варианта упрочнения только индукционной наплавкой. Необходимо отметить, что ширина граничной полосы между соединяемыми материалами увеличилась почти в 1,5 раза.

Выявленные особенности изменения структуры и механические свойства в упрочняющем слое полученного индукционной наплавкой сплава марки ПГ-С27 и последующим его переплавом дугой графитового электрода позволяют рекомендовать это технологическое воздействие для усиления отдельных участков рабочих органов сельскохозяйственных машин, которые работают в условиях повышенного износа или для исправления брака. В этом случае равномерно высокая твердость наплавленного слоя и его структура дадут возможность обеспечить более длительную эксплуатацию детали без ее замены.

Для того чтобы оценить влияние воздействия электрической дуги графитового электрода на износостойкость наплавленного хромистого чугуна, осуществляли вторичный переплав и затем оценивали насыщение его углеродом.

На первом этапе проводили индукционную наплавку износостойкого сплава на верхнюю поверхность носка стрелчатой лапы, затем осуществляли переплав полученного покрытия дугой графитового электрода. Упрочнение только носка стрелчатой лапы, подверженного наиболее интенсивному изнашиванию, чем другие части в реальных условиях, позволяет сохранить приемлемые для производителя технико-экономические и временные параметры технологии упрочнения выбранного рабочего органа.

Динамика изменения параметров структурных лап зависит от многих параметров:

- технических характеристик испытываемых стрелчатых лап (марка стали, тип упрочнения, твердость наплавленного слоя);
- геометрических параметров стрелчатых лап, ширины захвата, ширины крыла, радиуса носка, толщины лезвия, угла раствора крыльев, угла постановки крыла к дну борозды, угол заточки лезвия;
- состояния почвы (твердость и плотность, абразивность) [4, 21, 145].

Исследования изменения параметров стрелчатых лап и других рабочих органов сельскохозяйственных машин показали значительную разницу в интенсивности изнашивания.

Наиболее характерным показателем износа любого рабочего органа сельскохозяйственных машин является радиус его закругленного носка.

В данной работе приведены исследования параметров опытных стрелчатых лап, которые проводились в 2007-2009 годах в период внесенного сева на полях СХА ПЗ «Шумановский» Немецкого национального района Алтайского края.

Стойкость наплавленных стрелчатых лап (1) с последующим переправлением носовой ее части (2) значительно выше.

По изменению радиуса носка при работе (рис. 4.20) большую стойкость имеют стрелчатые лапы, наплавленные сплавом марки ПГ-С27, и переплавление электрической дугой графитового электрода. Технология их изготовления предполагает легирование носовой части углеродом. Это повышает твердость на 2-3 единицы по HRC по сравнению с твердостью крыльев. В результате увеличение радиуса носка, переплавленного стрелчатой лапой, при увеличении наработки от 0 до 25 га составляет от 5 до 2,5 мм, это значительно меньше, чем у стрелчатых лап, упрочненных индукционной наплавкой.

Изменение износа носка упрочненных и контрольных рабочих органов сеялки культиватора, в зависимости от наработки, приходящейся на один рабочий орган, представлено графически на рисунке 4.20.

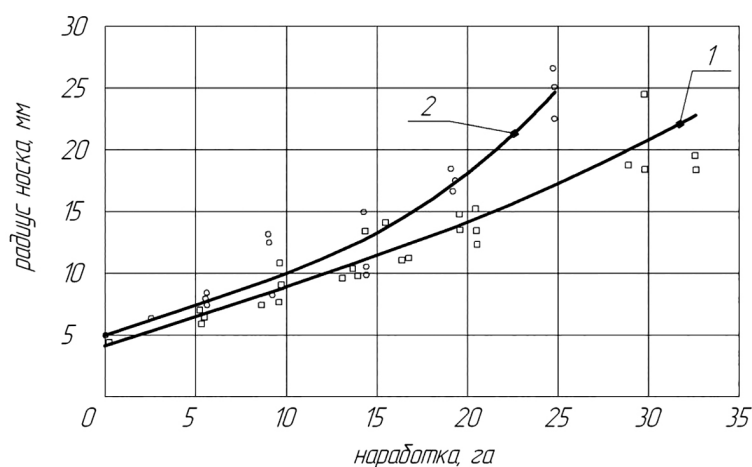


Рисунок 4.20 – Износ носка стрелчатой лапы упрочненных (1) и контрольных (2) рабочих органов СЗС-2,1 в 2008-2009 гг.

Наблюдения за изнашиванием рабочих органов показывают, что интенсивность этого процесса различается для упрочненных и контрольных рабочих органов.

Проведенные исследования показали, что совместное применение индукционной наплавки с последующим электродуговым переплавом дуги графитового электрода сплава марки ПГ-С27 позволило получить упрочненные рабочие органы с технологическими характеристиками, сравнимыми с контрольными, значительно превосходящими их по износостойкости в 1,3-2,6 раза (в зависимости от контролируемого параметра или наработки).

Переплавление износостойкого сплава графитовым электродом на поверхности стрелчатой лапы, выполненной из марганцовистой стали 65Г, позволяет получать в 1,3-2,6 раза более износостойкие рабочие органы сельхозтехники [133].

4.7 Влияние инокулирующих частиц на структуру и свойства износостойкого покрытия

Универсальные стрелчатые лапы изготавливают штампованными или сварными с последующим упрочнением лезвия индукционной наплавкой или электроискровым упрочнением и объемной закалкой.

Проблемой при их эксплуатации является то, что носовая часть по отношению к крыльям изнашивается в 1,5-2,5 раза быстрее, вследствие этого происходит выбраковка из-за носовой части, несмотря на то, что крылья (лезвия) еще работоспособны. Поэтому фирмы JohnDeer, Keverland (США, Канада) в штампованной лапе в носовой части производят утолщение на 3-4 мм по сравнению с крыльями (рис. 4.19).

В ОАО «АНИТИМ» в сварной лапе усиливают сварной шов до 3-4 мм (рис. 4.23).

Перечисленные технологические приемы, используемые фирмами-изготовителями, направлены на повышение износостойкости рабочего органа сельскохозяйственной машины. Однако они увеличивают тяговое сопротивление при обработке почвы на 3-6%. Для повышения режущих свойств и улучшения крошения почвы была предложена иная конструкция упрочнения носовой части стрелчатой лапы.

Исследовали стрелчатую лапу СЗС-2.1, изготовленную из стали 50ХГА толщиной 6 мм, крылья которой в носовой части с низу сваривают в стык плавящимся электродом в углекислом газе, а сверху наплавляют хромистый чугун в разделку кромок длиной 75-80 мм высокочастотным электромагнитным полем с одновременной закалкой крыльев (лезвий) рабочего органа сельхозмашины в специальном индукторе, позволяющем совмещать одновременно две технологические операции: индукционную наплавку и нагрев лезвия под закалку с последующим отпуском в нем [145-148].

В научно-технической литературе отсутствуют данные об индукционной наплавке порошковых материалов из хромистых чугунов и смеси механической типа «ПС» в разделку сварочной кромки.



Рисунок 4.21– Штампованная стрелчатая лапа с усиленным носком зарубежных фирм

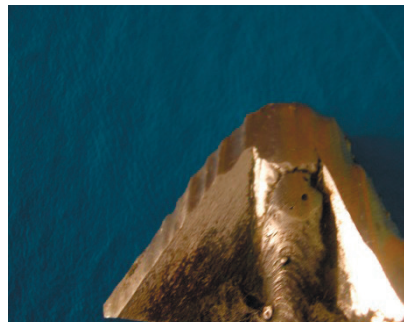


Рисунок 4.23 – Сварная стрелчатая лапа с усилением в носовой части сварным швом



Рисунок 4.24 – Стрелчатая лапа с рифленым профилем носовой части

Некоторые заводы изготавливают носовую часть стрелчатой лапы рифленой (рис. 4.24).

Поэтому был разработан специальный индуктор, в котором одновременно производилась наплавка носка стрелчатой лапы и нагрев ее крыльев под закалку. [148]. Выключение генератора производили в момент, когда температура в зоне наплавки достигала температуры плавления шихты 1100-1200 К. Температуру регистрировали по методикам, приведенным в работах [19, 23, 121-127].

Закалку изделия осуществляли в масле после кристаллизации наплавленного износоустойчивого слоя. При этом температуру лезвия перед закалкой снижали до требуемой температуры стали 65 Г, 1110-1130 К.

Совмещение технологических операций сократило время упрочнения на 70-80%.

Затвердевание хромистого чугуна протекает как процесс кристаллизации паяного шва в капилляре. Образование металлических связей между атомами стали чугуна характерно для кристаллизации наплавленных швов, соединяющих разные по химическому составу и структуре материалы, так как зона сплавления (внутренняя поверхность кромок) нагревается до температуры плавления износоустойчивого сплава и частично перемешивается с основным металлом [34].

Изучались особенности формирования соединения низколегированной стали с хромистым чугуном, смеси механической марки ПС-14-60 в зоне сплавления.

На рисунке 4.25 а, б изображена схема распределения твердости и макроструктура износостойкого наплавленного сплава, сварного шва и основного металла.

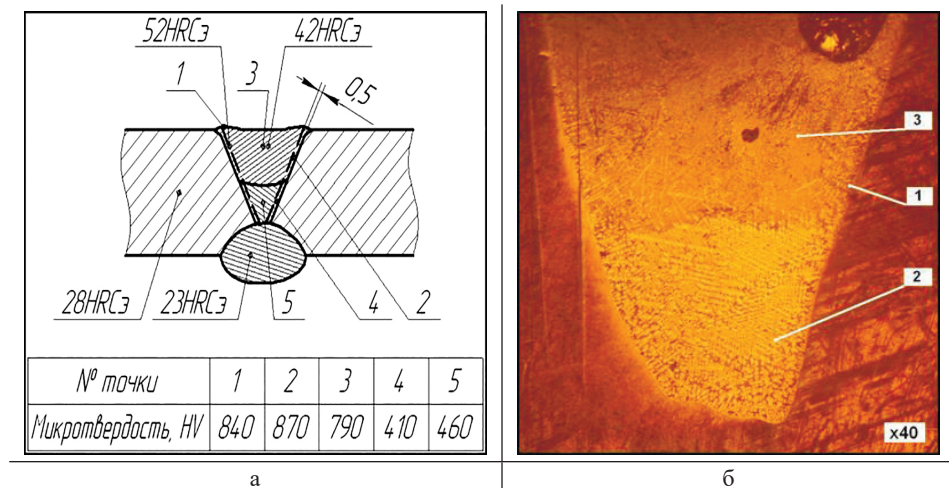


Рисунок 4.25– Схема распределения твердости микротвердости наплавленного сплава марки ПС-14-60(а) и его макроструктура в капилляре (б) (x40)

В наплавленном сплаве по всей длине (80 мм) носовой части лапы образуется незначительная усадочная раковина. Другие дефекты отсутствуют. Твердость по высоте распределена неравномерно (рис. 4.25 а).

В процессе кристаллизации образовались три характерные зоны (участка): а) зона равноосных кристаллов, расположенных по всей внутренней поверхности кромки и перпендикулярно к ней (1); б) зона крупных кристаллов (дендритов), занимающих 1/3 площади шлифа (2); в) зона мелких дендритов, составляющих 2/3 поверхности «капилляра», располагающаяся в верхней части наплавленного твердого сплава (3). Кроме того, в поле шлифа видны нерасплавившиеся частицы феррохрома (рис. 4.25 б).

В первой зоне дендриты располагаются перпендикулярно стенкам кромок по всему периметру. Это объясняется тем, что теплоотвод осуществляется в основной металл, а в нижней части – в сварной шов.

Возникновение крупных кристаллов в нижней части (зона 2), по сравнению с верхней (зона 3), можно пояснить тем, что в составе шихты находились частицы феррохрома, которые плавятся после расплавления основной массы твердого сплава и, обладая меньшей плотностью, чем расплав, поднимаясь вверх, играют роль инокулирующих добавок (микрохолодильников), что и обеспечивает возникновение в третьей зоне мелких дендритов, располагающихся хаотично.

Подобная картина наблюдается при воздействии на наплавленный слой электрической дуги с вольфрамовым электродом, где на некоторых участках в зоне сплавления образуется граничная полоса, а на ней формируются

зерна твердого сплава, к которым пристраиваются атомы кристаллизирующей фазы (рис. 4.26). Подобная структура создается, когда происходит перемешивание основного металла с твердым сплавом.

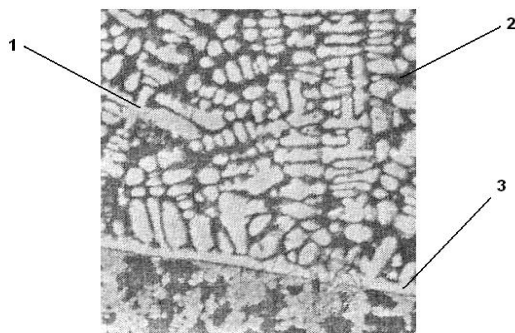


Рисунок 4.26– Зона сплавления высокохромистого белого чугуна со сталью 50ХГА после воздействия электрической дуги вольфрамового электрода: 1 – дендриты с осями 1-го и 2-го порядков; 2 – карбидная эвтектика; 3 – полоска легированного аустенита

В зоне сплавления могут образоваться общие зерна (кристаллиты), состоящие частично из основного металла и твердого сплава, имеющие одинаковую кристаллографическую ориентацию. Исходя из общих положений физического металловедения, процесс относится к процессам кристаллизации на анизотропной подложке.

В данном случае наблюдается совместимость кристаллизации в зоне сплавления чугуна со сталью, когда соединяемые материалы имеют одну и ту же кристаллическую решетку, но существенно отличаются между собой по содержанию химических элементов.

На некоторых участках в зоне сплавления образуются общие зерна между высокохромистым чугуном и низколегированной сталью Св08ГС (рис. 4.27).



Рисунок 4.27 – Участки образования общих зерен хромистого чугуна марки смеси ПГ-14-60 и низколегированной стали Св08ГС (x500): общее зерно разных металлов: чугун (1) сталь (2)

Согласно теории гетерогенного зародышеобразования, зародыш на поверхности раздела солидус-ликвидус, в процессе кристаллизации, возникает в том случае, если она смачивается кристаллизующей жидкостью, у которой краевой угол смачивания (между зародышем и наплавляемым металлом) зависит от степени близости их кристаллических решеток.

Данные условия выполняются при образовании наплавленного соединения между хромистым чугуном и сталью сварочной проволоки Св-082ГС, такие кристаллические образования отвечают принципу ориентационного и размерного соответствия (принцип П.Д. Данкова).

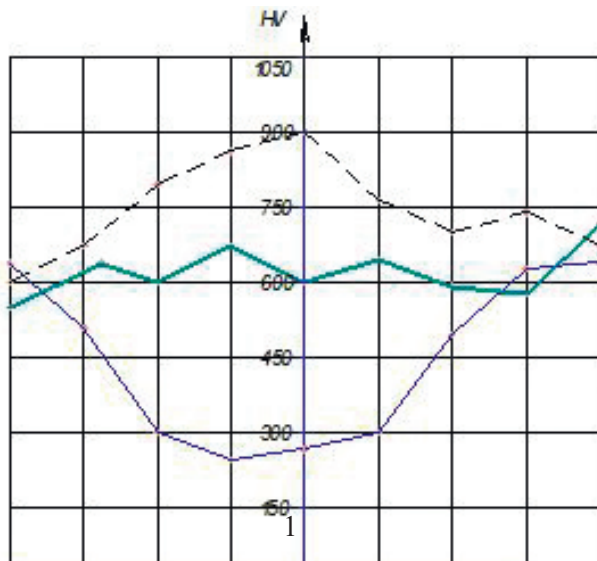


Рисунок 4.28 – Распределение микротвердости в капилляре наплавленного твердого сплава ПС-14-60: 1 – микротвердость в 1-й зоне; 2 – микротвердость во 2-й зоне; 3 – микротвердость в 3-й зоне

Значительная микротвердость наблюдается в 1-й зоне (рис. 4.28). Это обусловлено тем, что частицы твердого сплава обеспечивают расплавленный металл углеродом и частично легируют его хромом, что позволяет в пределах диффузии углерода исключить образование дендритных структур. Там, где диффузионное действие углерода не достигается, частицы феррохрома перестают выполнять роль инокулирующих добавок, формируется дендритная структура (рис. 4.26).

Вероятность образования (по площади капилляра) дендритной структуры вызвана количеством разбавленного основного металла в расплаве упрочняемого сплава.

Третья зона характеризуется максимальным разбавлением расплавленного сплава с основным металлом. Кристаллизующиеся дендритные зерна по форме и размеру значительно отличаются от дендритов второй зоны (рис. 4.27-4.28).

Поэтому центральная часть наплавленного слоя значительно отличается от тех аустенитных зерен, которые формируются у стенок «капилляра».

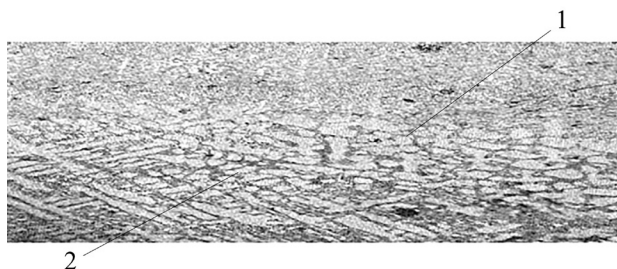


Рисунок 4.29 – Формирование структуры первой и второй зон наплавляемого сплава (x500): 1 – граница действия диффузии углерода из частиц феррохрома; 2 – перемешивание основного металла с расплавленным сплавом

На рисунке 4.31 приведена микроструктура сплава ПС-14-60, наплавленного в разделку кромок (капилляр).

При процентном соотношении частиц феррохрома (65%) и металла-связки (35%) появляется возможность полностью подавить образование дендритной структуры в наплавленном слое.

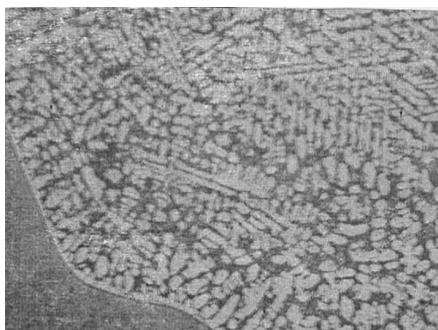


Рисунок 4.30 – Микроструктура наплавленного сплава в капилляре, 3-я зона (x500)



Рисунок 4.31 – Микроструктура наплавленного сплава ПС-14-60 в разделку кромок сталь 65Г (x300)

На условие зарождения доэвтектической зоны влияют частицы феррохрома тем, что в процессе плавления они обеспечивают ее углеродом. Поэтому в зоне действия диффузионных процессов углерода образование доэвтектической зоны подавляется полностью или частично. Не расплавившиеся частицы феррохрома выполняют функцию инокулирующих добавок [149-142].

Кроме того, исследовали фазовый состав порошка смеси механической марки ПС-14-60 до расплавления на упрочняемой поверхности (рис. 4.31) и после расплавления (рис. 4.32).

Как видно из рентгенограммы (рис. 4.31), в смеси механической марки ПС-14-60 карбидной фазы не обнаружено. После наплавки в наплавленном слое обнаружен тригональный карбид Fe_7C_3 (рис. 4.32).

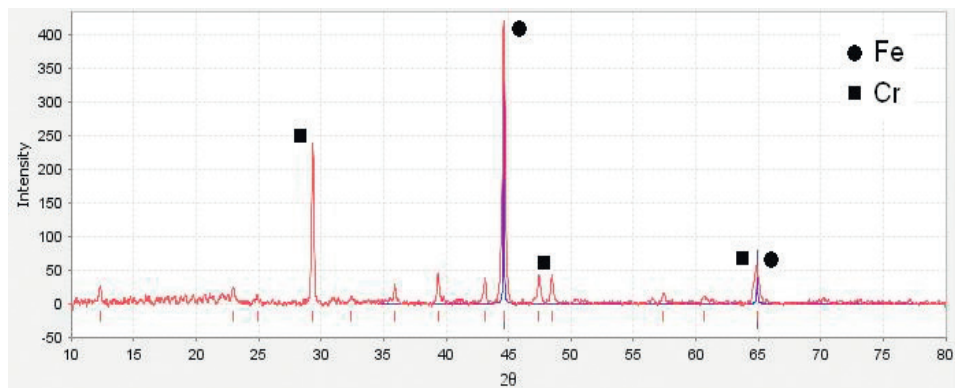


Рисунок 4.32– Рентгенограмма порошкового материала марки ПС-14-60 до наплавки

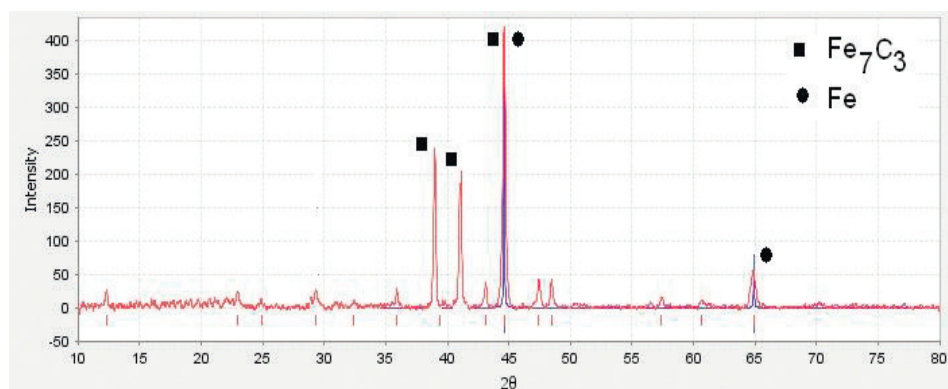


Рисунок 4.33–Рентгенограмма наплавленного сплава марки ПС-14-60 содержащего в своем составе тригональный карбид

Полученный результат позволяет предполагать, что в процессе наплавки можно получать различные фазы в наплавленном слое, тем самым обеспечивать максимальную износостойкость защитного покрытия.

Проводились полевые испытания, упрочненные индукционной наплавкой, в разделанную кромку, стрелчатые лапы (рис. 4.34).

На рис. 4.34 показан характерный износ изделий при разных условиях эксплуатации и обработки почвы (22 га).

Индукционной наплавкой наплавлялась партия стрелчатых лап марки ПС-14-60 в разделку кромок для определения износостойкости носовой части изделия и выполнения его агротехнических мероприятий в течение сезонной эксплуатации. Полевые испытания стрелчатых лап, упрочненных по новой технологии (рис. 4.34), показали снижение тягового усилия при обработке почвы на 3-6% и повышение износостойкости носовой части рабочего органа сельскохозяйственных машин в 1,5-2,5 раза.

Формирование неоднородной структуры по сечению наплавляемого сплава получается из-за его разбавления основным металлом и частичным выгоранием углерода.

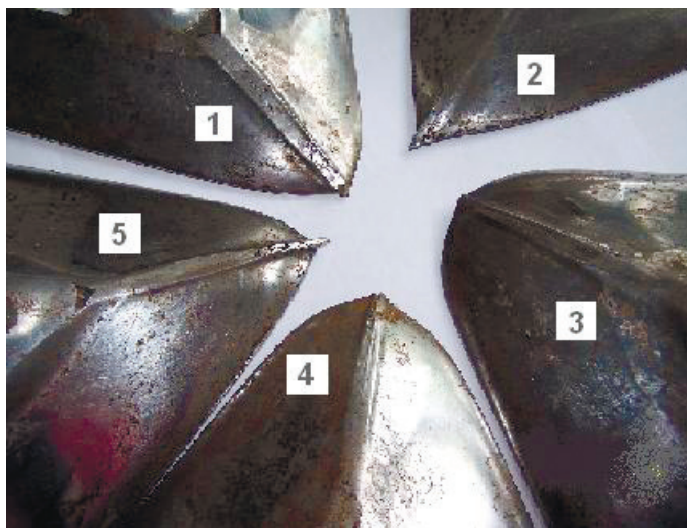


Рисунок 4.34 – Форма износа носка стрелчатой лапы в зависимости от места установки на агрегат: 2, 5 – вне следа (плотность почвы 1,23-1,43 г/см³); 1 – по следу сеялки (плотность почвы 1,48-1,55 г/см³); 3, 4 – по следу трактора (плотность почвы 1,61-1,83 г/см³)

4.8 Формирование износостойкого покрытия совместным индукционным и электроискровым упрочнением

Различие в химическом составе основного металла и наплавленного сплава приводит к образованию химической и структурной неоднородности. Это оказывает значительное влияние на износостойкость упрочняемого изделия [22, 23, 34, 77, 131, 132, 149]. Механизм формирования износостойкого слоя определяется степенью разбавления соединяемых материалов, электромагнитным перемешиванием, протеканием диффузионных процессов в жидкой и твердой фазах [23, 34].

Для уменьшения или исключения образования химической неоднородности в слитке, отливке и сварном шве на жидкий расплав накладывают переменное электромагнитное, ультразвуковое поле или в него вносятся твердые частицы, выполняющие роль микрохолодильников и одновременно являющиеся поставщиками легирующих элементов, влияющих на процессы затвердевания и кристаллизации [134-142]. Поэтому разрабатываются и исследуются новые технологические способы, позволяющие снизить или полностью подавить развитие неоднородной структуры в наплавленном слое. С этой целью разработан способ индукционной наплавки стальной детали, состоящий в том, что перед наплавкой на упрочняемую поверхность изделия наносится спеченный сплав ВК8 толщиной 0,1-0,3 мм, содержащий карбид вольфрама и кобальта в качестве связующего. Нанесение спеченного сплава осуществляется электроискровым способом (рис. 4.35) на стальную пластину или лезвие рабочего органа [25].

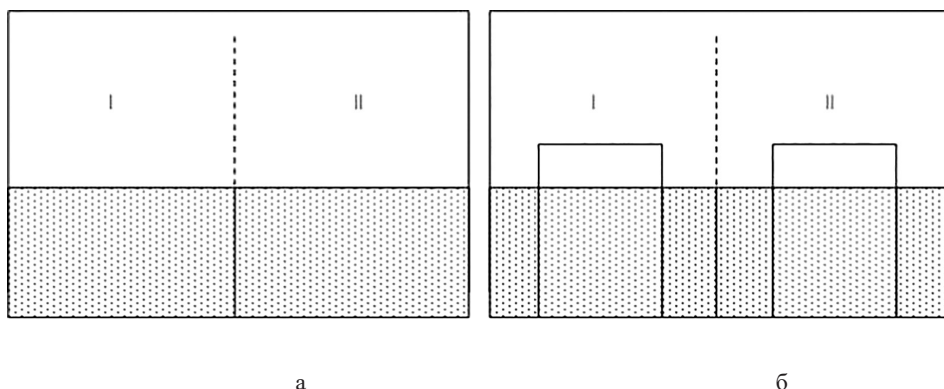


Рисунок 4.35 – Схема нанесения сплава ВК8 и наплавочной шихты на пластину: а – зона I упрочнена электроискровым способом, и сверху во II зоне наплавлен сплав марки ПГ-С27; б – схема вырезки темплетов для металлографических исследований

Поверхностное легирование известно при нанесении легирующих компонентов на литейные стержни при производстве отливок и плазменной наплавке валков металлургического производства [143-146].

Поэтапное упрочнение лезвий по поверхности электроискровым способом сплавом ВК8 с последующей наплавкой на него износостойкого сплава индукционным методом позволяет изучить степень перегрева хромистого чугуна или смеси механического типа «ПС» на влияние образования нежелательных структур в износостойком слое. На рисунке 4.35 а, б показана схема вырезки темплетов для металлографических исследований.

В процессе электроискрового упрочнения верхние слои заготовки насыщаются легирующими элементами – вольфрамом и кобальтом, кроме того, вольфрам на поверхность вместе с собой поставляет углерод, находящийся в виде химического соединения карбида вольфрама. Введенные компоненты выполняют функцию барьера и на определенное технологическое время тормозят процесс проникновения основного металла в наплавляемый сплав и дополнительно легируют наплавленный слой углеродом, вольфрамом и кобальтом.

На рис. 4.36 и в таблицах приведен химический состав исходного сплава ПГ-УС25 и наплавленного слоя на легированную поверхность детали.

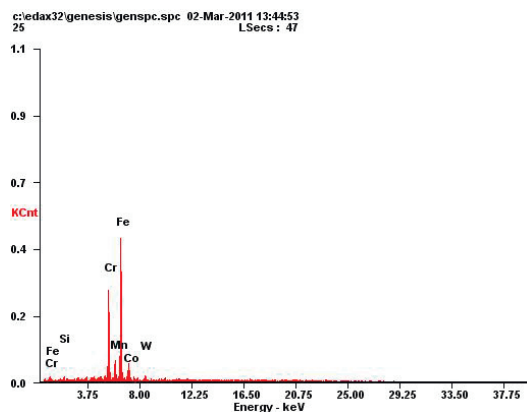
По линии сплавления химический состав составляет в 22-25% по хрому, кобальту–3-5%, вольфраму–2-7% и углероду–4-13%.

Полученный результат позволяет предполагать, что в процессе наплавки можно получать различные по фазовому составу наплавочные материалы.

Исследовали фазовый состав спеченного сплава, нанесенную на сталь 65Г (рис. 4.38).

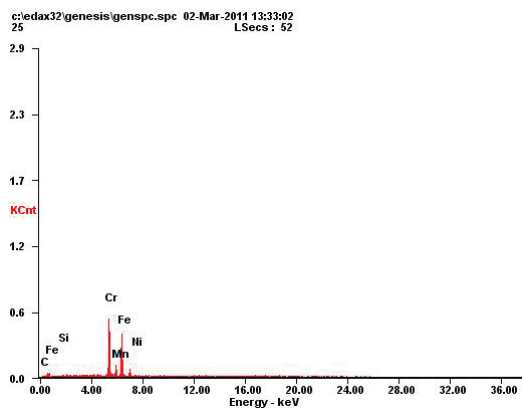
Фазовый состав значительно изменился, образовались новые карбидные включения с вольфрамом и кобальтом. Можно предполагать, что это повлечет дополнительную износостойкость упрочненных деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания.

Углерод спеченного сплава обеспечивает дефицит углерода в процессе формирования структуры наплавленного слоя при индукционной наплавке износостойких материалов.



Element	Wt %	At %
SiK	02.52	05.07
CrK	24.84	26.98
MnK	02.83	02.91
FeK	59.38	60.05
CoK	02.75	02.63
W L	07.68	02.36

a



Element	Wt %	At %
C K	11.13	35.81
SiK	01.24	01.71
CrK	35.73	26.56
MnK	01.39	00.98
FeK	49.53	34.29
NiK	00.99	00.65

б

Рисунок 4.37 – Химический состав сплава марки ПГ-УС25 (а) и наплавленного слоя на легированную поверхность стали 65Г (б)

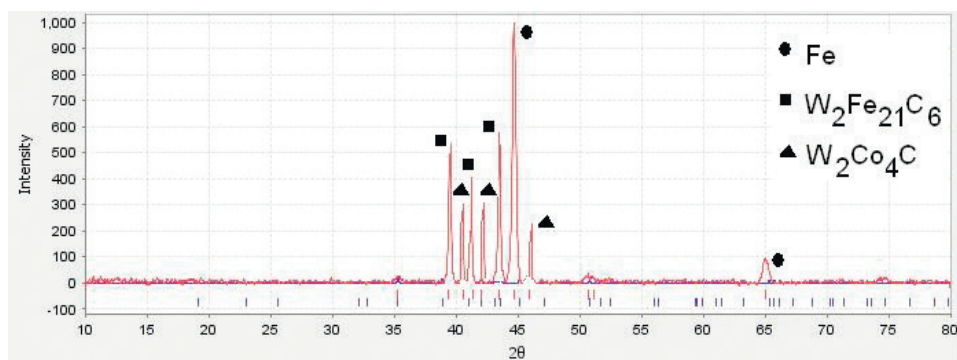


Рисунок 4. 38– Рентгенограмма спеченного сплава, нанесенного на поверхность из стали 65Г

Исследовалась структура наплавленного слоя при перегреве расплава на 40% (рис. 4.39 а, б), при этой степени перегрева защитное покрытие из спеченного сплава ВК8 в зоне сплавления подавляет образование доэвтекктических структур (рис. 4.39 а).



а



б

Рисунок 4.39– Микроструктура наплавленного слоя, электроискровое упрочнение + индукционная наплавка (а); индукционная наплавка (степень перегрева расплава 40%) (б) (x150)

Вследствие нанесения спеченного сплава на поверхности заготовки образовался слой, препятствующий разбавлению наплавляемого сплава основным металлом, и создались такие условия, что на границе сплавления происходит дополнительное легирование углеродом в случае появления жидкой фазы как сплава, так и основного металла (рис. 4.39 а). В зоне сплавления микротвердость несколько увеличивается (рис. 4.40, кривая 1) при легировании поверхности спеченным сплавом ВК8 по сравнению с непосредственной наплавкой твердого сплава на упрочняемую поверхность (рис. 4.40, кривая 2).

В результате предварительного легирования упрочняемой поверхности в зоне сплавления двух разнородных материалов (высоколегированный хромистый белый чугун + конструкционная сталь). В наплавленном износостойком покрытии отсутствует характерная доэвтектическая зона.

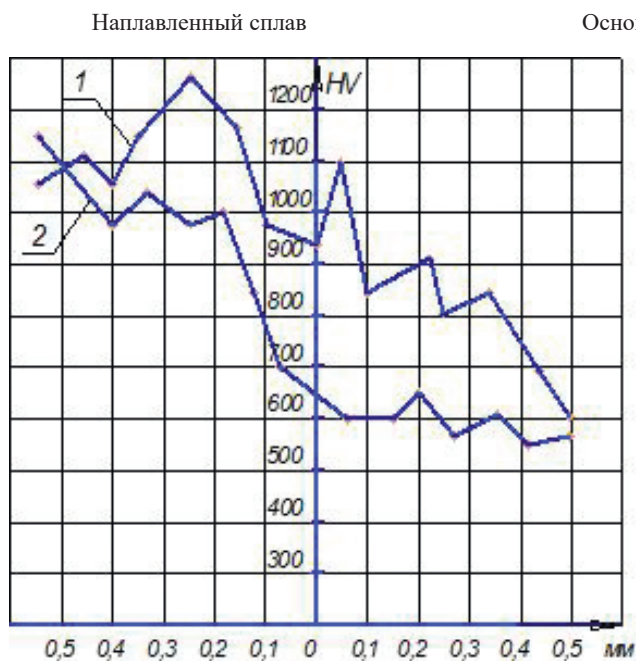


Рисунок 4.40 – Микротвердость зоны сплавления: 1 – образец упрочнен электроискровым методом + индукционной наплавкой; 2 – индукционная наплавка

Условия выполнения защитного слоя из вольфрама и кобальта при значениях 0,1-0,3 мм толщины покрытия возможны только при величине перегрева жидкого сплава до 40%. При более продолжительном времени контактирования твердой и жидких фаз после затвердевания и кристаллизации на отдельных участках обнаруживаются дендриты по величине, практически полностью равные толщине наплавленного слоя. Образование подобных дендритов происходит вследствие взаимодействия расплава с основным металлом.

Для получения достоверных результатов по износостойкости пластинчатых молотков кормодробилок, упрочненных одновременно двумя методами: электроискровое упрочнение + индукционная наплавка, сравнивали с деталями, упрочненными электроискровым методом и объемной закалкой, и подвергали их натурным испытаниям.

Результаты по износостойкости рабочих органов, упрочненных разными методами, приведены в таблице 4.2.

Анализ полученных результатов испытаний молотков кормодробилки, упрочненных различными методами, позволил установить следующее:

детали, упрочненные электроискровым способом, имеют низкую износостойкость по отношению к деталям, упрочненным индукционной наплавкой плюс электроискровым способом, и тем, которые были подвергнуты объемной закалке, потому что спеченные сплавы обладают большей твердостью. Причина низкой износостойкости упрочненного электроискровым способом слоя заключается в технологическом процессе упрочнения. Когда спеченный сплав наносят на закаленную поверхность, в металле происходит отпуск, и твердость упрочняемого металла понижается до 35-40 HRC. В процессе эксплуатации частицы упрочненного сплава при ударном изнашивании скалываются, а некоторые отрываются от основного металла вследствие невысокой адгезионной прочности сцепления с ним. Поэтому изнашивание происходит не только по контуру молотка, но и по его поверхности, т.е. при низкой твердости, сопоставимой с твердостью абразивной массы, процесс изнашивания сопровождается абразивным и ударно-абразивным воздействиями.

Причина низкой износостойкости упрочненного электроискровым способом слоя заключается в технологическом процессе упрочнения. Когда спеченный сплав наносят на закаленную поверхность, в металле происходит отпуск, и твердость упрочняемого металла понижается до 35-40 HRC. В процессе эксплуатации частицы упрочненного сплава при ударном изнашивании скалываются, а некоторые отрываются от основного металла вследствие невысокой адгезионной прочности сцепления с ним. Поэтому изнашивание происходит не только по контуру молотка (см. рис. 3.24 а, в), но и по его поверхности (см. рис. 3.24 б), т.е. при низкой твердости, сопоставимой с твердостью абразивной массы, процесс изнашивания сопровождается абразивным и ударно-абразивным воздействиями.

При анализе всех способов упрочнения оказалось, что сочетание индукционной наплавки, электроискрового упрочнения и объемной закалки позволяет повысить износостойкость молотков кормодробилок по сравнению с одной лишь объемной закалкой более чем на 20-30% из-за того, что в наплавленном слое образуется значительное количество карбидов, износостойкость которых выше, чем у мартенситной структуры. Упрочнение спеченным сплавом ВК8 обратной стороны молотка и затем наплавка на него износостойкого сплава позволили увеличить относительную износостойкость (в 14-17 раз) рабочего органа кормодробилки, который работает в условиях интенсивного абразивного износа, по сравнению с упрочненными изделиями посредством электроискрового метода [25].

Глава 5 ХИМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ

5.1 Исследования влияния борана структуру и свойства боридных покрытий системы Fe-B-Fe-B

Для улучшения физико-механических характеристик поверхности различных деталей, их упрочнения и повышения срока службы в технологии машиностроения широко применяются методы химико-термической обработки (ХТО), заключающиеся в воздействии на стальные поверхности температурой и веществами, химически реагирующими с материалом детали [147-164]. При ХТО на поверхности металла образуются различные функциональные покрытия, преимущественно диффузионной природы, содержащие как неметаллические (C, N, S, Si, P, B), так и металлические (Cr, Ti, Al, Ni и др.) элементы в различных фазовых состояниях, а также продукты их взаимодействия с основным материалом детали (карбиды, нитриды, карбонитриды, интерметаллиды и пр.).

Среди современных процессов ХТО особое место занимают технологии насыщения поверхностного слоя конструкционных и легированных сталей бором – борирование. При борировании на поверхности стальной детали удается получать протяженные слои, отличающиеся высокой твердостью и прочностью к коррозии, абразивной стойкостью и высоким сопротивлением к изнашиванию [147-164]. Большинство процессов борирования длительны, энергоемки и трудно встраиваются в технологические схемы современных производств.

Интенсификация процессов ХТО, в частности борирования, может осуществляться с применением технологий высокоскоростного нагрева поверхности стальной детали с нанесением на нее борировочного состава токами высокой частоты (ТВЧ) до температур образования новых фаз и эвтектик (1370-1620 К) в системах Fe-B, Fe-B-C и Fe-Me-B-C, где Me – это легирующий элемент из группы Cr, Mn, Ni и т.п. [50, 147]. При этом в отличие от хорошо изученных процессов борирования легированных сталей из засыпок и обмазок при температурах до 1220 К [153, 154, 157-159, 161-164] открытыми остаются общие вопросы химического взаимодействия компонентов в таких системах, которые влияют на фазовый состав и свойства образующихся продуктов [165].

Авторами проводились исследования влияния природы борировочного агента, а также активаторов в борировочном составе на основные характеристики подслоя, образующегося в процессе ТВЧ-нагрева и борирования поверхности исследованных легированных сталей. Известно, утолщенный подслоем (200-600 мкм) может значительно увеличить срок службы детали, подвергающейся интенсивному абразивному изнашиванию в особо тяжелых условиях при обработке плотных песчаных, каменистых почв.

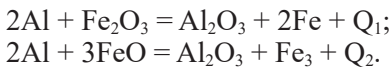
Для упрочнения поверхностных слоев металлов и сплавов диффузионное насыщение различными металлами и неметаллами производится с использованием обмазок, различных паст, расплавов или газовой среды [147-164].

Используя высокочастотный нагрев (ТВЧ), проводились исследования по сокращению времени технологического процесса получения покрытия из подслоя в основном металле и влияния на формирование однородной структуры его при совместном борировании и упрочнении твердыми сплавами.

Стальную поверхность перед нанесением борлирующей обмазки зачищают от ржавчины (окалины) и масел [166]. Процесс зачистки от ржавчины участков, по которым производится подготовка к созданию боридного покрытия, – трудоемкая операция, т.к. она выполняется вручную металлической щеткой, наждачным кругом или горелкой, или более сложными специальными установками для очистки детали от окалины [167].

Для удаления ржавчины с поверхности заготовки или детали были разработаны оригинальные способ и шихта [166-167].

Способ состоит в том, что алюминий, входящий в состав шихты, способен восстанавливать оксиды металлов с протеканием экзотермических реакций. Образующееся тепло в этом процессе удаляет все органические загрязнения с поверхности, а алюминий, взаимодействуя с ржавчиной и окалиной, восстанавливает его по уравнениям:



В результате термической реакции часть окисленного железа восстанавливается, а другая – сгорает.

Для проведения очистки поверхности, на которой проводилось борирование, на нее дозатором насыпался термитный состав с различным по количеству соотношением компонентов (табл. 5.1).

Таблица 5.1 – Состав термитной смеси

№ образца	Химический состав, %	Толщина слоя ржавчины, мм	Результаты процесса горения
1	KClO ₄ – 18 Al – 27 окалины – 55	0,03	состав прореагировал полностью
2	KClO ₄ – 30 Al – 27 окалины – 43	0,04	состав прореагировал полностью
3	KClO ₄ – 17 Al – 30 окалины – 53	0,0025	зажигается и горит нестабильно
4	KClO ₄ – 30 Al – 24 окалины – 46	0,02	процесс протекает мгновенно

После воздействия термического состава с поверхности удалены все загрязнения, и на некоторых участках произошло восстановление оксидов железа.

Толщину образцов измеряли микрометром до очистки и после. Результаты измерений занесены в таблицу (табл. 5.3).

Таким образом, разработанный термитный состав обеспечивает стабильное горение и удаление ржавчины (окалины) с зачищаемой поверхности для подготовки создания боридных покрытий на рабочих органах сельскохозяйственных машин.

- В качестве борирующих агентов использовали технический карбид бора В4С по ГОСТ 5744 – 85 и аморфный бор. Флюс состоял из прокаленной буры, борного ангидрида силикокальция и сварочного флюса АН 348 (П-0,66). Он соответствует по химическому составу тому, что применяется для индукционной наплавки [34]. Флюс вводился для раскисления, удаления окисных пленок и перевода твердофазного процесса в квазжидкостное борирование. Активаторами борирования служили CaF_2 (фтористый кальций) и NH_4Cl (хлористый аммоний).

Смеси для создания боридных покрытий наносились на подготовленные поверхности и закреплялись на них с помощью жидкого стекла, казеинового клея или эпоксидной смолы, вводимого в их состав за счет уменьшения количества флюса.

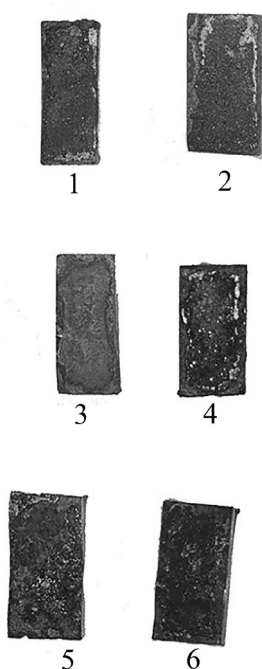


Рисунок 5.1 – Влияние содержания флюса на процесс смачивания стали 65Г: 1 – В4С 2% + флюс 8%, время нагрева 1,5 мин.; 2 – В4С92 + 8 флюс, время нагрева 2,2 мин.; 3 – В 84% NH_4Cl 16% + время нагрева 2,2 мин.; 4 – В4С 84% – NH_4Cl 16% + флюс 10%, время нагрева 2,2 мин.; 5 – В 84%, NH_4Cl 6% + флюс 10%, время нагрева 1,5 мин.; 6 – В 84% – NH_4Cl 6% + флюс 10%, время нагрева 2,2 мин.

Нагрев подготовленных образцов производили в петлевом индукторе, подключенном к высокочастотному ламповому генератору ВЧГЗ – 160/0,066. Геометрия индуктора обеспечивала нагрев исследуемых образцов. В процессе нагрева генератор был настроен на средние режимы работы (анодный ток 5,1А, сеточный ток 0,78А, анодное напряжение 7,2 кВ) [34].

В индукторе одновременно нагревалось 18 образцов до температуры 1470-1570 К в течение 1,0-2,5 мин., температуру измеряли ренеевой термомпарой (диаметром 0,2 мм), приваренной конденсаторной сваркой к поверхности образца. После выдержки при указанной температуре нагрев прекращался, и образцы вынимались из индуктора и остывали на воздухе до комнатной температуры.

Смачивание поверхности заготовок при расплавлении шихты определяли содержанием в ней компонентов флюса и временем выдержки в индукторе.

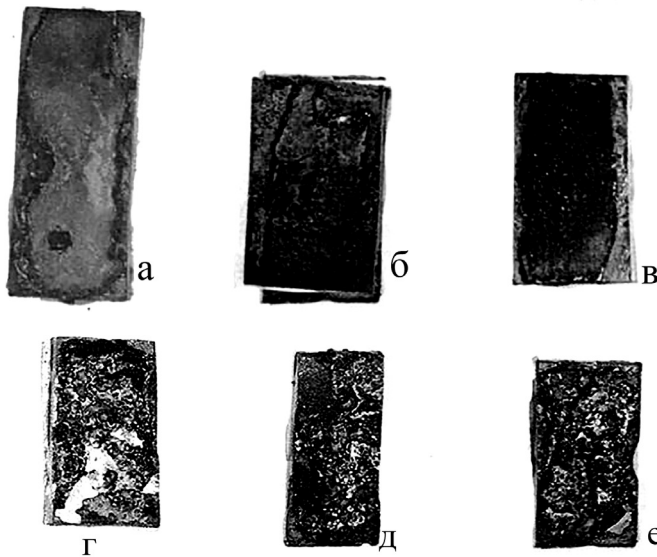


Рисунок 5.2. Поверхность затвердевшего боридного расплава на образцах из стали 65Г: В 90% + CaF₂ 5% + Фл 5% В 90% + CaF₂ 5% + Фл 5% В 90% + CaF₂ 5% + Фл 5% (1,16 мин.) (1,46 мин.) (2,16 мин.)

Смачивание расплавленной шихты на поверхности заготовок происходит полностью (рис. 5.2 а, б, в, г, д, е) и частично растекается от первоначальных геометрических размеров нанесенных порошковых материалов, независимо от того, какой активатор (NH₄Cl, CaF₂) находится в шихте, содержащей карбид бора или аморфный бор.

Для того чтобы поверхность, подвергаемая упрочнению, полностью покрывалась борирующим расплавом, достаточно 1,16 мин. Время полного смачивания определяется составом шихты.

В предварительных экспериментах при нанесении на очищенную стальную поверхность борирующего компонента B_4C и последующем индукционном нагреве до температуры 1470-1570 К, которую измеряли термопарой с различным временем выдержки были получены островковые двухфазные ($FeB + Fe_2B$) боридные покрытия толщиной 0,02-0,03 мм, что не удовлетворяет требованиям, предъявляемым к почвообрабатывающим рабочим органам из-за незначительной толщины [34, 168].

Состав исследуемых смесей приведен в таблице 5.2.

Таблица 5.2—Состав борирующих смесей, масс. %

Смесь	Борирующий агент	Активатор	Флюс
I	B_4C (90)	-	П-0,66 (10)
Ia	B_4C (84)	NH_4Cl (6)	П-0,66 (10)
II	B_4C (84)	-	П-0,66 (16)
IIa	B_4C (90)	CaF_2 (5)	П-0,66 (5)
III	B (90)	-	П-0,66 (10)
IIIa	B (90)	CaF_2 (5)	П-0,66 (5)

Было установлено, что при ТВЧ-нагреве сталей Ст3, 50, 50ХГА, 65Г, покрытых борирующими составами, при выбранных параметрах процесса ($T = 1470-1570$ К, выдержка 1-2 мин.) на всех образцах образуются покрытия, по внешнему виду напоминающие наплавленный сплав. Их рентгенофазовый анализ показал присутствие фаз: $\delta-Fe$, FeB и Fe_2B , $Fe_3(C,B)$, $Fe_{23}(C,B)_6$, мета- и ортоборатов железа (Fe_3BO_3 , Fe_3BO_6 , Fe_3BO_5), следы вюститита FeO и шпинели $FeO \cdot Fe_2O_3$, то есть при ТВЧ-нагреве легированных углеродистых сталей под слоем флюса П-0,66, содержащего от 84 до 90% борирующих агентов, на их поверхности образуются сложные боридные покрытия. Для выяснения характеристик и структуры полученных слоев, а также состояния боридов в них были изучены микрофотографии шлифов (рис. 5.3).

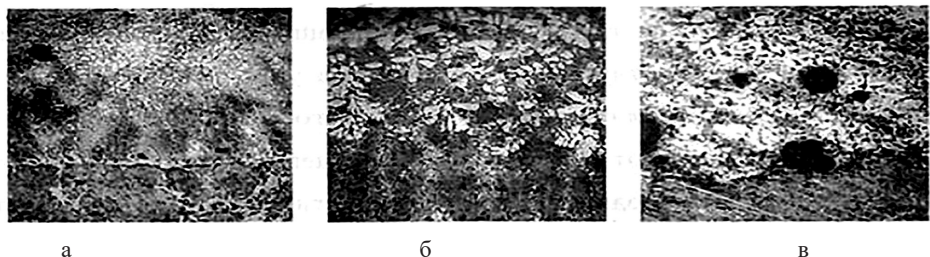


Рисунок 5.3 – Структура боридного подслоя на стали 65Г, сформированного за 1 мин. из различных смесей (x250): а – Ia; б – II; в – IIIa

Из рисунка 5.3 следует, что при выбранных температурных значениях времени борирования структура и состояние границы полученных подслоев отличаются. Однако, в отличие от классических боридных иглообразных двухфазных слоев, на поверхности заготовок формируется более стойкая, предпочтительная в условиях тяжелого абразивного, знакопеременного и ударного износа пластичная боридная эвтектика с выраженной или диффузионной границей. Изменений структуры основного металла из-за перегрева практически не наблюдается [171]. Создаются боридные покрытия трех типов [168-171].

Так для смесей, содержащих в качестве борирующего агента одинаковое количество карбида бора, флюса и отличающихся только наличием активатора (NH_4Cl , CaF_2), способствующего усилению обратимых диффузионных процессов, особенно при низких температурах, в начале процесса борирования наблюдается образование мелкозернистой эвтектической структуры с включениями фазы Fe_2B . Микротвердость такого упрочнения не выше 700-750 HV при толщине слоя до 100 мкм, просматривается четко различимая граница раздела покрытия с основным металлом (рис. 5.3 а).

Для смеси II без активаторов в покрытии наблюдается выраженный рост дендритов, островов и друз фазы FeB в матрице Fe_2B , микротвердость покрытия достигает 1100-1250 HV, толщина слоя – до 200 мкм. Покрытие характеризуется диффузной границей раздела с основным металлом (рис. 5.3 б).

Экспериментально установлено, самыми реакционноспособными оказались смеси на основе аморфного бора (рис. 5.7 в). Так, в смеси IIIа, содержащей дополнительно 5% активатора CaF_2 и 5% флюса, за 1 мин. толщина слоя составила 600 мкм при микротвердости 2200-2300 HV. Основная структура представляет собой переплавленную гомогенизированную железо-боридную эвтектику с включением фазы FeB , образовавшуюся с такой скоростью, что из расплава при его затвердевании не успели выделиться частицы шлака, кроме того, формируется граница раздела покрытие + основной металл.

Исследование распределения микротвердости полученных подслоев по глубине показало наличие в них, как правило, двух зон – более твердого поверхностного слоя и менее твердого слоя, лежащего под ним, протяженность и характеристики которых различаются (рис. 5.3).

Существование такой слоистой структуры в полученных покрытиях в данном случае объясняется не наличием двух фаз FeB и Fe_2B , расположенных в материале друг за другом, а различающимся содержанием одной упрочняющей фазы по глубине покрытия. Вид упрочняющей фазы в нашем случае определяется природой борирующего агента и составом смеси. Об этом свидетельствуют как структура полученных покрытий, так и зависимость толщины, твердости и износостойкости покрытий, образующихся на сталях 65Г и 50ХГА за различное время из обмазки на основе B_4C , а также данные их рентгенофазового анализа (табл. 5.5) [172-174].

Боридные подслои, полученные при ТВЧ-нагреве этих же образцов в течение 1,5-2 мин., имеют иную структуру (рис. 5.4).

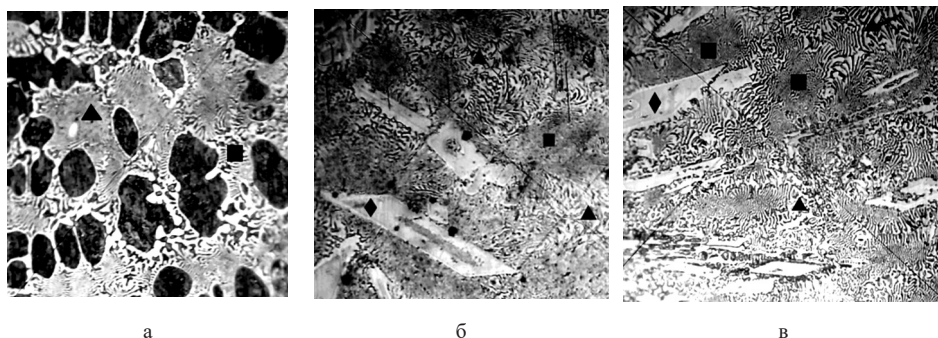


Рисунок 5.4 – Структура боридных подслоев на стали 65Г, полученных за 1,5 мин. из различных смесей (х300): а – I; б – IIа; в – IIIа

Как следует из рисунка 5.4, при таких условиях борирования образуются структуры двух типов. Так, в покрытии, полученном при ТВЧ-нагреве из смеси, содержащей карбид бора и флюс П-0,66 без активаторов, наблюдается разрастание ледебуритоподобной железо-боридной эвтектики, которая имела мелкозернистую структуру на образцах, выдержанных при температуре 1200-1570 К в течение 1 мин., причем состав эвтектики изменяется в более светлых и темных участках. В эвтектической матрице наблюдаются равномерно распределенные замкнутые карбидные области (рис. 5.4 а). Микротвердость образующегося покрытия 1450-1600 HV, толщина до 300-350 мкм.

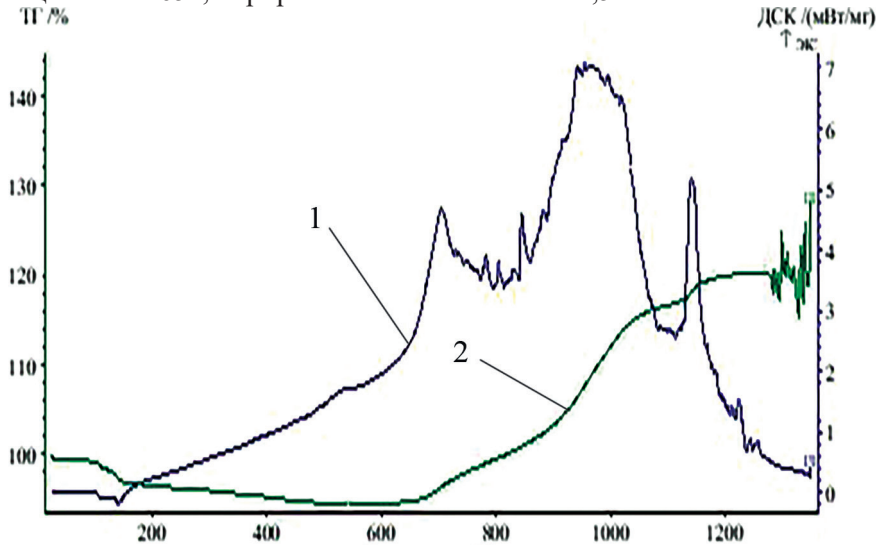
Введение в состав борирующей смеси активатора CaF_2 и (или) замена карбида бора на более активный аморфный бор Ваморфн приводят к появлению в железо-боридной матрице новых фаз пластинчатых кристаллов смешанных карбоборидов Mn и Fe (рис. 5.8б, в). Микротвердость таких покрытий на стали 65Г достигает максимальных значений 2250-2350 HV, а толщина – 600-800 мкм. Покрытия обоих типов имеют сглаженную границу с основным металлом, вызванную его частичным подплавлением вследствие усиленного прогрева токами высокой частоты и теплом происходящих реакций (рис. 5.5 а, в).

В процессе индукционной наплавки, при наличии бора или его компонентов в наплавочной шихте, происходит периодическое протекание экзотермических реакций (рис. 5.5 а, б). Наблюдается эффект термоциклирования (рис. 5.5 а,б) температурная кривая 2. Можно предположить, что этот термический процесс также оказывает положительное влияние на создание боридных покрытий на упрочняемых поверхностях деталей.

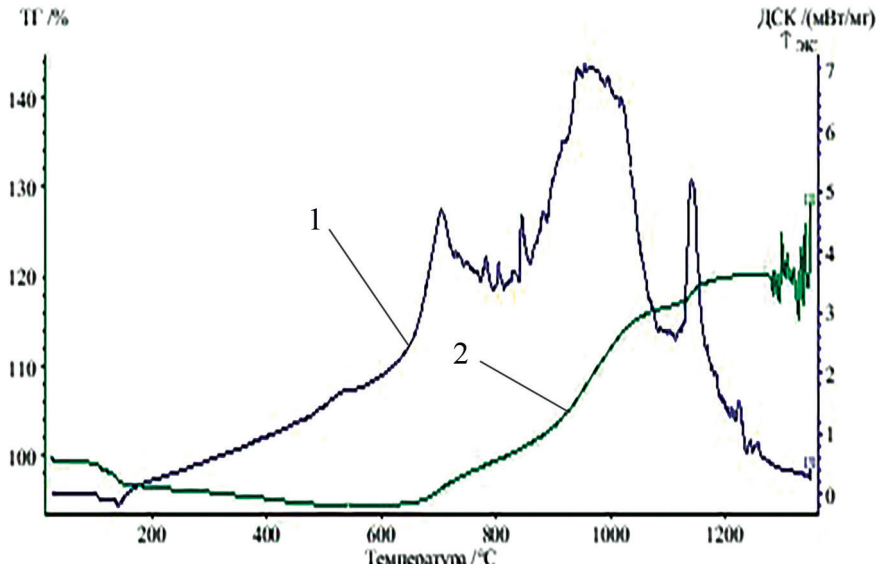
При добавлении в состав шихты железного порошка происходит значительный прирост массы (рис. 5.5 а, термогравиметрическая кривая 2) по сравнению с шихтой, в которой он отсутствует (рис. 5.5 б).

На рисунке 5.6 а, б приведены типичные структуры наплавленных сплавов (ПГ-УС-25 и ПС-14-60) с толщиной боридных подслоев 0,1-0,15 мм, полученных при ТВЧ-нагреве стали 65Г под борирующей обмазкой на основе В4С и флюса П-0,66 без активатора (рис. 5.6 а) и в присутствии 5% фторида

кальция (рис. 5.6 б). Основой (матрицей) износостойкого покрытия в обоих случаях является железо – боридная эвтектика, однако для этой стали доля более твердых светлых областей в ее объеме значительно меньше, чем на образцах стали 65Г, борированных в течение 1 и 1,5 мин.



а



б

Рисунок 5.5 – Протекание химических реакций в наплавочной шихте; (а) состав – сплав марки ПГ-УС25-80%, флюс (АСМ) – 12%, карбид бора – 8%; б) состав – сплав марки ПГ-УС25 – 80%, флюс (АСМ)–8%, карбид бора – 8%, порошок железа ПЖВ–3 4%

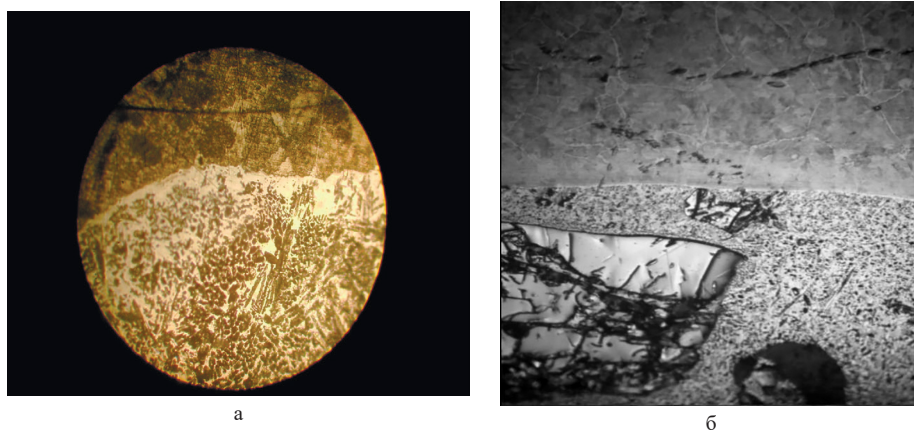


Рисунок 5.6 – Структура износостойкого покрытия в боридном подслое, полученном за 2 мин. для материала: а – ПГ-УС25 на стали 65Г; б – ПС-14-60 на стали 50 (х400)

В структурах первого типа (рис. 5.6 а) в покрытии хорошо видны острова и друзы упрочняющей фазы FeB. Подобные структуры приведены на рисунке 5.6 б. Микротвердость этих участков достигает 2100-2200 HV, а твердость матрицы, образующейся при ТВЧ-борировании стали 50ХГА, составляет 1700-1800 HV, что на 100-200 единиц выше, чем для стали 65Г, толщина же образующегося покрытия, наоборот, несколько меньше, и составляет 450-600 мкм. Введение активатора CaF_2 ускоряет процесс, за 2 мин. в покрытии не успевают образовываться включения боридов железа, а в железо-боридной матрице видны карбидные области, подобные тем, которые показаны на рисунке 5.5, а однако их площадь и общая доля в структуре заметно меньше (рис. 5.5 б). Микротвердость такого покрытия 1300-1400 HV, толщина 450-600 мкм.

Создание износостойкого боридного покрытия на рабочих органах сельскохозяйственных машин производилась не только на лаповых генераторах, но и на преобразователе «Элист 120 ПЗ» фирмы ООО Элист, г. Томск. Боридный состав наносился непосредственно на лезвийную поверхность заготовки.

На рисунке 5.6 показана стрелчатая лапа «Алтай», установленная в индуктор с двумя параллельными ветвями, подключенный к высокочастотному преобразователю «Элист 120 ПЗ», с насыпанной шихтой, содержащей карбид бора до 8%.

Смесь наносилась на лезвийную поверхность высотой 1,0-1,2 мм специальным дозатором. Затем помещалась в индуктор (рис. 5.6) и выдерживалась там в течение 1,1-1,2 мин. при температуре 1200-1250 К, затем заготовка остывала, образовавшийся шлак снимался металлической щеткой, и повторно на это же место насыпался порошок хромистого чугуна марки ПГ-УС25 80% и 20% – флюса, высотой 1,0-1,2 мм, и в этом же индукторе осуществляли наплавку износостойкого чугуна в течение 0,58-1,0 мин. Глубина борированного подслоя составляла 250-300 мкм. Далее из напла-

вочного образца вырезались темплеты, изготавливались шалфы для металлографических исследований на микроскопе CarlZeissAxioObzerverz 1m, и определялась микротвердость NetronМН-6 при нагрузке 100 г.

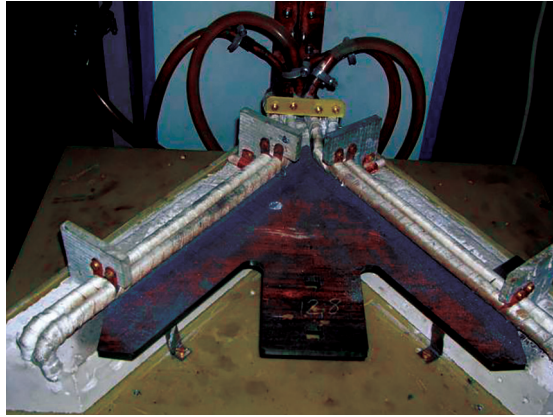


Рисунок 5.6– Заготовка стрелчатой лапы «Алтай», установленная в индуктор с двумя параллельными ветвями Состав для создания боридующего покрытия на стали 65Г содержал 80% карбида бора и 20% – флюса.

Характерная структура наплавленного хромистого чугуна на подслое боридного покрытия показана на рисунке 5.7.

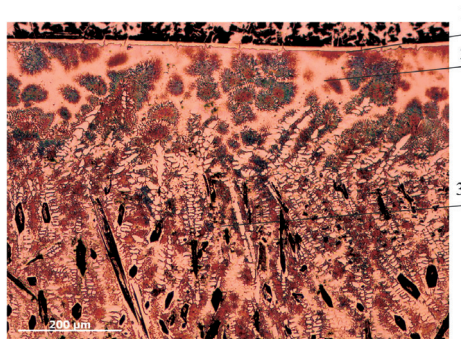


Рисунок 5.7– Характерная структура наплавленного сплава марки ПГ-УС25 на боридном покрытии стали 65Г (толщина подслоя 100-150 мкм)

В результате диффузионных процессов и механического перемешивания основного металла (подслоя) наплавляемым сплавом не образуется характерных структурных зон, которые создаются при наплавке порошковых материалов типа сормайт.

По линии раздела наплавленного сплава и основного металла создается полоска (1). Рядом с ней располагается тонко дифференцированная пластинчатая эвтектика (2). Затем на базе хромистых карбидов образуются сложные карбобориды (3). Вследствие высокой термодинамической активности бора

он вытесняет углерод из фазовых составляющих структур наплавляемого сплава.

Вследствие активного действия бора полностью подавляется образование доэвтектической структуры, и его величина настолько значительна в боридном подслое упрочняемого металла, что его достаточно, чтобы сформировать новые структуры в наплавленном сплаве по линии соединения с основным металлом. Микротвердость наплавленного сплава на боридный подслое показана на рисунке 5.8.

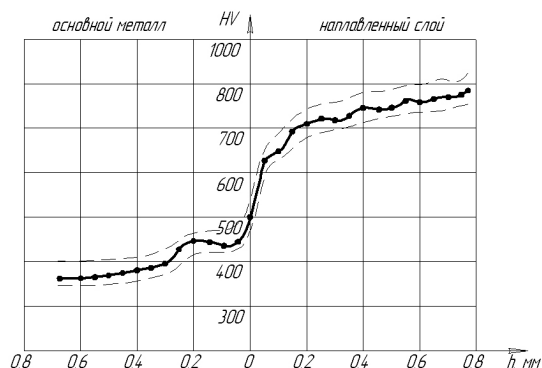


Рисунок 5.8— Микротвердость наплавленного сплава марки ПГ-УС25 и основного металла 65Г

Проведенный микрорентгеноспектральный анализ позволил установить состав основных фаз боридных подслоев, получающихся при ТВЧ-борировании исследованных сталей табл. 5.3.

Таблица 5.3—Результаты микрорентгеноспектрального анализа основных фаз в боридных подслоях на стали 65Г и 50ХГА

Обозначение фазы, элементы	Описание фазы, морфология	Состав, элемент, %		Химическая формула
		весовой	атомный	
■ -Fe, C, B	матрица – серое поле в ледобуритоподобной эвтектике	Fe – 57,25 C – 28,02 B – 14,73	21,72 49,42 28,86	$FeC_{2,3}B_{1,3}$
■* -Fe, C, B	то же	Fe – 64,31 C – 22,30 B – 13,38	27,12 43,73 29,15	$FeC_{1,6}B_{1,1}$
□ – Fe, C, B	упрочняющая фаза – светлые области эвтектики	Fe – 50,63 C – 23,11 B – 26,25	17,24 36,59 46,17	$FeC_{2,1}B_{2,7}$
♦ – Fe, Mn(Cr), C, B	упрочняющая фаза – пластинчатые кристаллы или иглы	Fe – 64,70 Mn(Cr) – 1,21(1,35) C – 23,01 B – 11,08	28,11 0,54(0,62) 46,49 24,87	$Fe_{58}MnC_{96}B_{51}$ $Fe_{58}CrC_{96}B_{51}$
♦* – Fe, C	упрочняющая фаза – темные замкнутые области	Fe – 86,60 C – 13,40	58,15 41,85	$Fe_{1,4}C$

Примечание. * Данные для аналогичной фазы в покрытии на стали 50ХГА.

Как следует из данных таблицы 5.3, в состав основной матричной и упрочняющих фаз всех исследованных покрытий помимо железа и бора входит углерод, причем его доля колеблется от 13,4 до 28 масс. %, что отвечает углеродным фазам от цементита и карбоборидов Fe до специальных карбидов и специальных карбоборидов Fe, Mn и Cr. Такой состав фаз в полученных покрытиях хорошо согласуется с известной диаграммой состояния тройной системы Fe-C-B, изотермические сечения которой при 900, 1000 и 1080 К приведены в работе [160]. Основными равновесными фазами в системе Fe-C-B при содержании углерода до 25, а бора до 35 масс. %, по данным этой работы, являются диборид железа FeB_2 , цементит Fe_3C , борированный цементит $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ и специальный борированный карбид $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$. В случае же осуществления высокоскоростного процесса ТВЧ-борирования создаются условия для образования метастабильных фаз, фаз переменного состава и твердых растворов бора и углерода в железе (табл. 5.3). В пользу этого свидетельствуют и данные рентгенофазового анализа (идентификация по картотеке JCPDS), объективно подтверждающие существование во всех полученных покрытиях только фазы FeB_2 и ее кристаллохимического димера Fe_2B_4 (рис. 5.8).

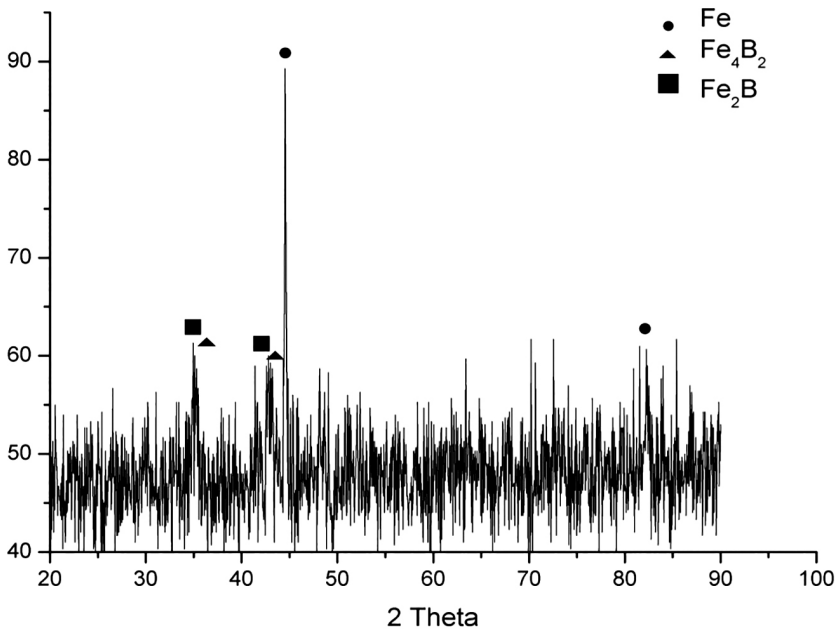


Рисунок 5.8 – Рентгенограмма боридного покрытия, полученного на стали 65Г за 1,5 мин. из смеси Па

Исследование распределения микротвердости полученных покрытий по глубине показало наличие в них, как правило, двух зон более твердого поверхностного слоя и менее твердого слоя, лежащего под ним, протяженность и характеристики которых различаются (рис 5.9).

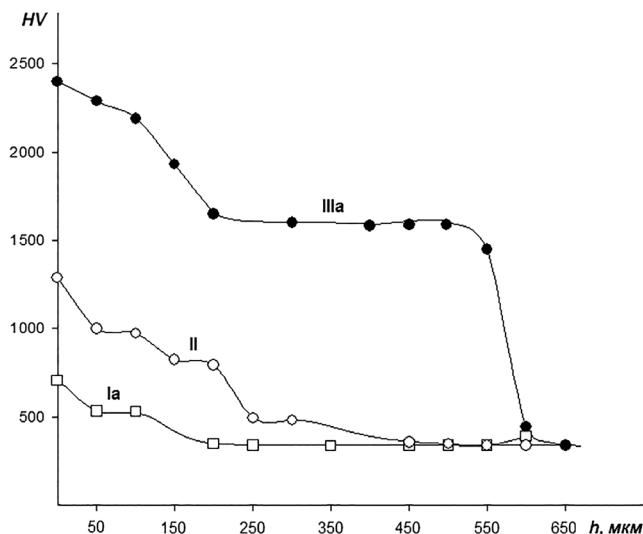


Рисунок 5.9– Распределение микротвердости по глубине покрытий, полученных из различных борирующих смесей на стали 65Г за 1 мин.

Таблица 5.4 – Некоторые характеристики покрытий

Состав обмазки (B ₄ C: флюс П-0,66), масс.%	Материал основы	ф, мин.	h, мкм	МКТ	W, мг	Фазовый состав покрытия
84:16	65Г	1	260	2300	100	FeB, Fe ₂ B
		2	280	1060	150	Fe ₂ B
90:10	50ХГА	1	160	1000	200	б-Fe, FeB, Fe ₃ (C,B)
		2	190	1100	300	FeB
84:16	50ХГА	1	100	950	600	б-Fe, FeB, Fe ₂ B
		2	150	1100	300	Fe ₂ B
90:10	65Г	1	280	2150	150	FeB, Fe ₂ B
		2	350	2200	250	FeB, Fe ₂ B

Примечание. ф – время выдержки детали в индукторе при 1250 ч. 1300 °С, мин.; h – толщина упрочняющего боридного покрытия, мкм; МКТ – микротвердость рабочей поверхности, измеренная на ПМТ-3 при нагрузке 100 г, HV; W – износ образца на 10000 м пути при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы, мг.

Существование такой слоистой структуры в полученных покрытиях в нашем случае объясняется не наличием двух фаз *FeB* и *Fe₂B*, расположенных в металле друг за другом [175-177], различающемся содержанием основной упрочняющей фазы по глубине покрытия. Об этом свидетельствуют как структура полученных покрытий (рис. 5.3 и 5.8), так и зависимость толщины, твердости и износостойкости покрытий, образующихся на почвообрабатывающих органах, выполненных в промышленных условиях из сталей 65Г и 50ХГА за различное время из обмазки на основе *B₄C* без активаторов (табл. 5.4).

Таким образом, хотя наиболее эффективной в процессе высокоскоростного борирования при ТВЧ-нагреве и оказалась обмазка на основе состава Пш, содержащая аморфный бор, который в присутствии флюса П-0,66 и активатора CaF_2 образует с основным металлом самые протяженные и твердые покрытия, однако из-за наличия выраженной границы раздела с основным металлом, наличием в покрытии остатков флюса и высокой стоимости аморфного бора для получения износостойких покрытий при ТВЧ-нагреве, следует рекомендовать обмазки на основе составов с карбидом бора и флюса П-0,66 и проведение процесса борирования в течение 1-1,5 мин., на что указывают проведенные исследования:

- введение в состав борлирующих обмазок, содержащих B_4C , Вамоρφн., активаторы NH_4Cl , CaF_2 плавленного флюса для индукционной наплавки П-0,66 позволяет значительно увеличить скорость процесса борирования из твердой в квазжидкую фазу;
- установлено, что на поверхности сталей 65Г и 50ХГА образуются износостойкие покрытия, состоящие из упрочняющих фаз (цементит, диборид, Fe_2B и Fe_2B_4 , карбобориды и специальные карбиды Fe, Mn и Cr), распределенных в матрице железо-боридной эвтектики, с толщиной от 100 до 800 мкм, микротвердостью от 700 до 2350 HV, износ которых при трении о незакрепленный абразив составляет от 100 до 600 мг на 10000 м пути в зависимости от природы борлирующего агента, состава обмазки, времени выдержки и вида стали.

Поэтому одновременное борирование упрочняемой поверхности и твердого сплава осуществляли с карбидом бора, при содержании его во флюсе от 4 до 8% [19].

5.2. Индукционная наплавка шихты с карбидом бора на углеродистую сталь

Основной металл, находящийся в твердой фазе, может насыщаться различными неметаллами или легирующими металлами [143-144, 175]. При химико-термической обработке на поверхности детали образуется износостойкий слой различных бинарных или более сложных соединений железа [168-172].

Исследование борирования (легирования бором) жидкой фазы твердого сплава и одновременное борирование упрочняемой поверхности стали 65Г проводились посредством индукционного нагрева и плавления специальной наплавочной шихты, где часть флюса в пределах 6-8% была заменена карбидом бора.

Для этого из стали 65Г вырезались образцы 600x50x6, на них наносилась наплавочная шихта толщиной 7 мм, состоящая из 8% карбида бора, 8% наплавочного флюса, 84% твердого сплава ПГ-С27, затем образцы помещались в щелевой индуктор, подключенный к высокочастотному генератору ВЧГЗ-160/0,066. Наплавка осуществлялась на средних режимах в течение от 1,0 до 2,5 мин. Перегрев превышал 200%.

После охлаждения из образцов вырезались темплеты и готовились шлифы для определения микроструктуры, толщины зоны борирования и микротвердости.



Рисунок 5.10 – Зона сплавления борированного сплава марки (ПГ-С27) и стали 65Г (х300) На рисунке 5.10 показана микроструктура зоны сплавления при наплавке хромистого чугуна марки ПГ-С27 на сталь 65Г, содержащего в наплавочной шихте до 8% карбида бора.

Расплавленный твердый сплав насыщается бором и углеродом, и после кристаллизации образуется мелкодисперсная заэвтектическая структура микротвердостью 800-1200 HV (рис. 5.10). Борирование твердого сплава повышает его микротвердость на 70-80%.

Микротвердость наплавленного твердого сплава ПГ-С27 с добавлением карбида бора по толщине покрытия остается неизменной, а структура – дисперсной. Она состоит из мелкодисперсной эвтектической структуры с включениями твердого ледебурита и отдельных строчечных включений перлита с содержанием бора до 1,2%.

Можно предположить, что такая структура обусловлена тем, что карбидные фазы в твердом сплаве выпадают отдельными строчечными включениями на границе зерен (рисунок 5.17).

Проведенные сравнительные лабораторные испытания износостойкости образцов, наплавленных твердым сплавом и подвергнутых скоростному борированию, показали, что борирование повышает износостойкость в 2,8-3,5 раза (рис. 5.18) [168-178].

Исследование процессов борирования поверхности детали и наплавляемого сплава осуществляли в два этапа.

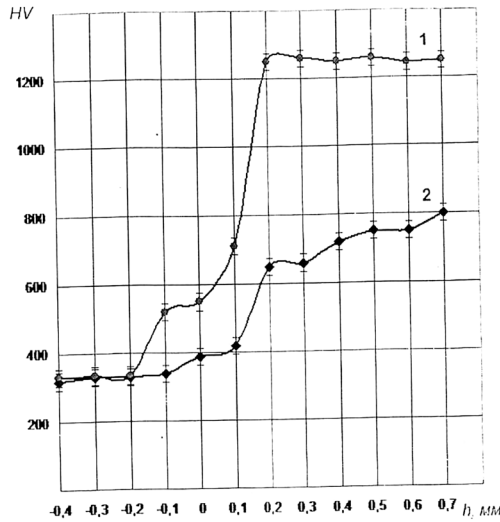


Рисунок 5.16 – Микротвердость зоны сплавления твердого сплава (кривая 1) и основного металла (кривая 2)



Рисунок 5.17 – Расположение боридных фаз в микроструктуре наплавленного сплава Бор не влияет на процесс образования гексагонов в наплавленном слое упрочняемых сплавов.

В зоне сплавления отсутствует дендритная зона. Это можно объяснить тем, что в карбиде бора содержатся углерод и бор, и при частичном расплавлении упрочняемого металла они в нее диффундируют (в основном металл).

На первом этапе исследованы процессы получения износостойких покрытий для почвообрабатывающих органов сельхозтехники при ТВЧ-нагреве сталей 65Г и 50ХГА до температуры 1200-1300 Кс выдержкой 1-2 мин. в различных борирующих обмазках. Содержание в составе обмазок В4С, – В аморфный, активатора NH4Cl, CuF2 и флюса для индукционной наплавки позволяет провести процесс борирования из твердой в квазизжидкую фазу. Это увеличивает его скорость и глубину проникновения в основной металл. В результате образуется упрочненный поверхностный слой, состоящий из боридов FeB и Fe2B, которые распределены в матрице эвтектики Fe-B, с толщиной от 100 до 250 мкм и микротвердостью от 700 до 2300 HV. Износ образцов при трении о незакрепленный абразив составляет от 100 до 600

г на 10000 км пути, что зависит от природы борирующего агента, состава обмазки, времени выдержки и марки стали.

На втором этапе исследованы составы шихты, где содержание карбида бора изменялось от 4 до 10% (твердый сплав ПГ-С27), при наплавке ее на сталь 65Г, 50 ХГА.

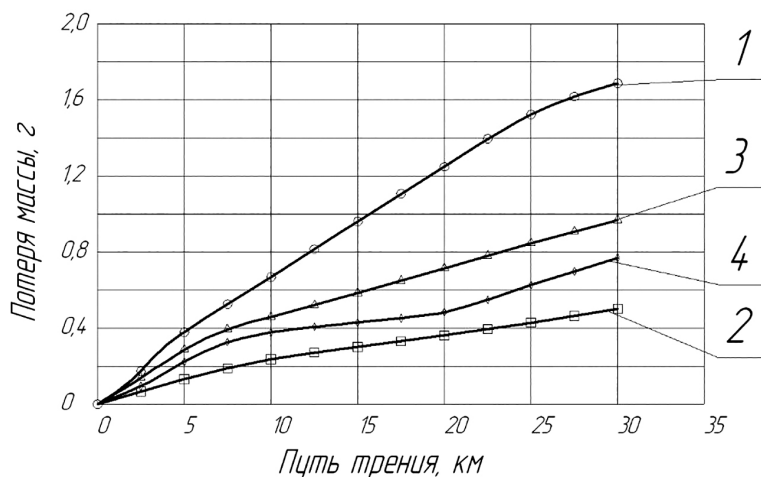


Рисунок 5.18 – Сравнительные испытания образцов на износостойкость упрочненных различными методами: 1 – объемная закалка; 2 – боридное покрытие из обмазки; 3 – наплавка хромистого чугуна на боридный подслоя; 4 – наплавка хромистого чугуна, содержащего в составе шихты 8% карбида бора

В результате наплавки шихты, содержащей в своем составе карбид бора, методом индукционной наплавки, в наплавленном слое отсутствует доэвтекктическая зона, а микротвердость по высоте наплавленного слоя в 2,8-3,5 раза выше, чем у наплавленного сплава типа сормайт.

Большей износостойкостью обладают заготовки с боридным покрытием (2); далее по износостойкости следует упрочнение с добавлением в наплавочную шихту карбида бора (4); затем следует наплавка (3) хромистых чугунов на боридное покрытие; далее объемная закалка (1) по сравнению с другими образцами имеет максимальную износостойкость. Из всех способов упрочнения стальных поверхностей наиболее износостойкая поверхность образуется из обмазки с содержанием карбида бора до 80%

Глава 6 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ УПРОЧНЕНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННЫХ МАШИН

6.1 Повышение эксплуатационного ресурса плоскорежущих рабочих органов сельскохозяйственных машин

В настоящее время в связи с сокращением применения в сельском хозяйстве химикатов, не отвечающих современным требованиям защиты окружающей среды, растет интерес к механическим средствам борьбы с сорняками в междурядьях пропашных культур, в том числе к пропашным культиваторам со стрелчатými лапами. Рост производства их необходим, но также требуется повышение технико-экономических показателей путем улучшения качества крошения почвы, снижения тягового усилия, повышения их ресурса за счет оптимального износостойкого покрытия [143-145, 179-189].

Современные конструкции и способы упрочнения рабочих органов лезвия должны быть такими, чтобы износ и тяговое усилие создавались минимальными, но при этом обеспечивалось соблюдение агротехнических требований.

В связи с этим был разработан орган, в котором по мере затупления и изменения формы лезвия, вызванного абразивным изнашиванием при эксплуатации, не создавались условия, когда на поверхности лезвия частицы почвы останавливаются перед ним и вдавливаются в почву. Образуется зона смятия, эта зона зависит от толщины лезвия и силы трения почвы о сталь [190-191].

Кроме того, при перемещении затупленного лезвия в почве происходят разрушения связей между частицами и относительное их перемещение, то есть сопротивление почвы характеризуется силами внутреннего трения и трения почвы о сталь, что в итоге определяет тяговое сопротивление.

Для повышения эффективности обработки почвы на стрелчатые лапы наносили дискретно участки твердого сплава в виде полос и располагали их под различными углами к направлению приложения тягового усилия [19, 24, 192].

На рисунке 6.1 показана схема упрочнения стрелчатой лапы.

Плоскорежущий рабочий орган для обработки почвы выполнен в виде стрелчатой лапы 1, каждое крыло 2 которой изготовлено с лезвием 3. Лезвия 3 имеют внешнюю 4 и внутреннюю 5 стороны. На внешней 4 и внутренней 5 сторонах лезвия 3 участками с дискретными разрывами нанесены упрочняющие слои 6 и 7. Участки 7 упрочняющего слоя располагают по месту проекции дискретных разрывов упрочняющих участков 6 внешней стороны 4 лезвия 3.

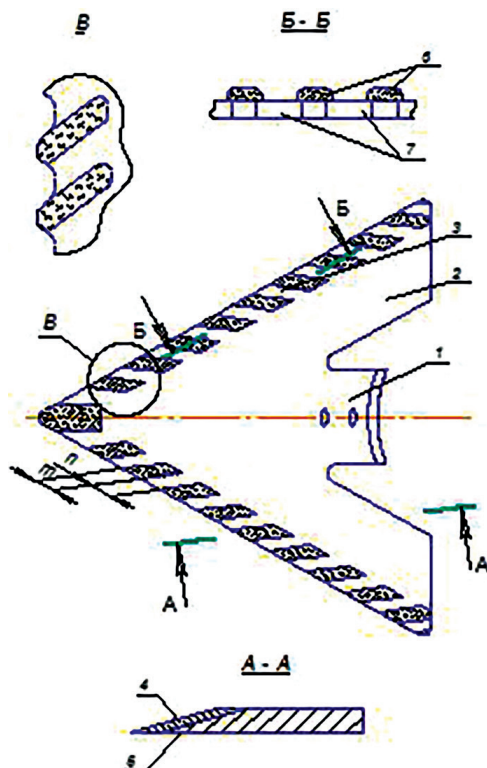


Рисунок 6.1 — Схема нанесения твердого сплава с последующим высокочастотным нагревом (импульсный нагрев)

Рабочий орган для обработки почвы работает следующим образом.

При движении в почве лезвие 3 подрезает пласт почвы с находящимися в ней корнями. Подрезаемый пласт перемещается по верхней поверхности лезвия 3 и обрушивается с задней стороны на дно борозды, в результате чего происходит его крошение.

В процессе подрезания пласта на лезвие рабочего органа действуют значительные удельные нагрузки, почва уплотняется, и уплотненный участок перемещается вдоль лезвия, вызывая его износ. Известно, что коэффициент трения почвы о сталь достигает 0,8. Поэтому при расположении участков под углом $\pm 12^\circ$ к направлению приложения тягового усилия в выемках между упрочненными участками, образованными в результате изнашивания, не происходит «залипание» почвы. Это снижает тяговое сопротивление рабочего органа и удельное давление на лезвие со стороны почвы. Автором экспериментально установлено, что рядом с зонами «залипания» почвы существенно увеличивается износ в результате повышения удельного ее давления.

Выполнение упрочнения лезвия 3 проводят следующим образом. На лезвие определенной длины, например, на внешней стороне 4 электроис-

кровым методом наносят участки упрочняющего слоя 6 из твердого сплава методом электроискрового упрочнения разной ширины (m), одинаковой длины промежутками (n) между ними. С другой стороны лезвия высокоэнергетическим методом нагрева (токами высокой частоты) упрочняются участки 7, расположенные по месту проекции дискретных разрывов упрочняющих участков 6 внешней стороны 4 лезвия 3.

В процессе незначительной эксплуатации режущая кромка формируется таким образом, что она имеет не только пилообразную форму, но и гребневидную (как «разведенное» полотно ножовки или пилы). Эта форма лезвия (по сравнению с известными) уменьшает возможность образования затылочной фаски у лезвия (за счет переменной твердости как вдоль лезвия, так и по сечению), устраняет возможность закругления режущей кромки, что в совокупности уменьшает тяговое сопротивление и улучшает эксплуатационные свойства полых и стрелчатых лап.

Для эксплуатационных испытаний были упрочнены стрелчатые лапы СЗС-2.1 индукционной наплавкой. Твердый сплав ПГ-С27 наносили отдельными участками (рис. 6.1) шириной 5-6 мм, оставляя неупрочненные участки 5-6 мм (твердостью HRC₃ 53-60). Затем с другой стороны с использованием высококачественного генератора ВЧИ 3-160/0,066 специальным индуктором (имеющим с трех сторон ферритное покрытие) упрочняли с обратной стороны лезвия стрелчатой лапы под слоем охлаждающей жидкости в том же направлении, что и участки, упрочненные индукционной наплавкой, но асимметрично наплавленным (твердость HRC₃ 60-65) поверхностям.

На рисунке 6.1 также показаны разрез А-А, Б-Б упрочненного лезвия и схема расположения упрочненных участков твердым сплавом и высокоэнергетическим нагревом. После некоторой наработки (В) лезвие принимает пилообразную форму с эффектом «разведенного» полотна ножовки или пилы.

Испытание плоскорежущего рабочего органа для обработки почвы проводили в полевых условиях на легком суглинке при посеве пшеницы. Для сравнения были поставлены на испытание отоженные рабочие органы.

Установили на сеялки рабочие органы так, чтобы они находились в одинаковых условиях износа. Наработка на каждую стрелчатую лапу составила 9,3 га, после этого их сняли с посевного агрегата, очистили от почвы, промыли и просушили, а затем взвесили, измерили угол затылочной фаски, ширину затылочной фаски и линейный износ лезвия лапы. Полученные результаты сведены в таблице 6.1.

Анализ результатов полевых испытаний плоскорежущего рабочего органа для обработки почвы показывает, что линейный износ и ширина затылочной фаски в сравнении с упрочненными по известной технологии уменьшились на 22-28 и 20-26% соответственно, а по отношению к отоженной – в несколько раз.

Это объясняется тем, что при использовании предлагаемых конструктивных признаков достигается минимальное скольжение частиц почвы вдоль лезвия и тем самым уменьшается износ крыльев лап. Режущая часть лезвия имеет переменную твердость. Это обеспечивает эффект самозатачивания,

а гребнистая форма в процессе эксплуатации предотвращает смятие почвы [190-192].

Таблица 6.1 – Износ стрелчатой лапы в зависимости от количества обработанной земли

5		Наработка на 1 лапу, га	Линейный износ лапы, мм	Ширина затылочной фаски, мм	Угол затылочной фаски, град.
Известной конструкции	1	9,3	3,8	2,41	52
	2		3,4	2,2	51
	3		3,1	2,35	50
	4		2,9	2,40	49
	5		3,4	2,0	50
	6		3,0	1,9	48
	7		3,1	2,5	53
	8		3,6	2,7	52
	9		3,3	3,8	54
Предлагаемой конструкции	10	9,3	2,3	1,8	37
	11		2,5	1,75	36
	12		2,8	1,9	38
	13		2,6	2,8	39
	14		2,3	1,7	37
	15		2,6	1,9	39
	16		2,4	1,6	36
	17		2,5	1,8	38
	18		2,7	1,9	40
Лапы, подвергнутые отжигу	19	9,3	13,3	15,96	41
	20		13,7	3,06	42
	21		13,5	6,0	40
	22		13,9	6,14	43

6.2 Технологический процесс одновременной наплавки упрочняющих материалов и закалки деталей

Создание рабочего органа, обладающего повышенными физико-механическими свойствами, можно достичь путем его комбинированного упрочнения [19, 148]. Для этого разработали технологический процесс упрочнения стрелчатого рабочего органа в специальном индукторе (рисунке 6.2). Конструкция индуктора позволяет одновременно совместить две технологические операции: индукционную наплавку твердого сплава и нагрев других частей изделия под закалку [147].

Индуктор состоит из: наплавочного 1 и закалочного 2 витков, токопровода 3, контактных пластин 4, которые присоединяются к высокочастотному генератору, и штуцеров 5 для подвода охлаждающей жидкости. Закалочный виток 2 выполнен в виде петли, копирует по своей форме конфигурацию обрабатываемой детали и охватывает ее и наплавочный виток. Наплавочный виток 1 изготовлен из профилированной медной трубки 6, имеющей в сечении треугольник, и расположен выше зоны наплавки (над обрабатываемой

деталью). Закалочный виток выполнен с большим полным электрическим сопротивлением, чем наплавочный. Замыкающий участок 7 (на рисунке не показан) закалочного витка выведен за пределы петли и расположен над наплавочным витком 1. Плоскость замыкающего участка закалочного витка 2 и плоскость наплавочного витка 1 располагаются перпендикулярно (под углом 90°). Наплавочный виток 1 и замыкающий участок 7 закалочного витка 2 выполнены. Замыкающий участок закалочного витка охватывает наплавочный виток снаружи, а наплавочный виток отдален от нижней части закалочного в пространстве на расстояние больше толщины обрабатываемой детали.

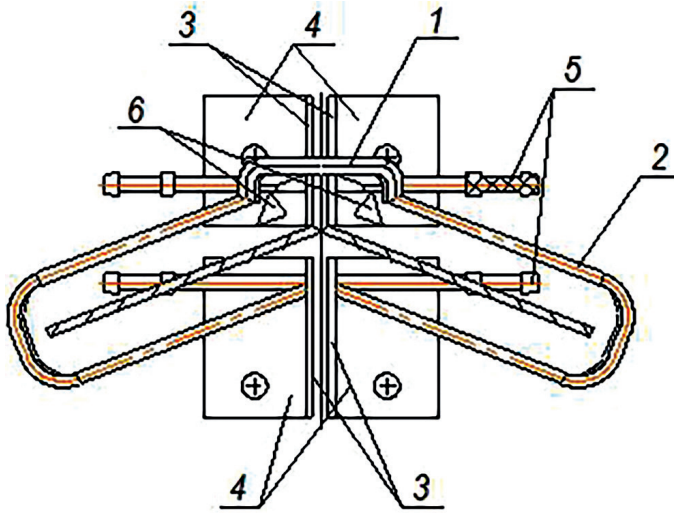


Рисунок 6.2 – Индуктор для одновременной наплавки носовой части стрелчатой лапы и закалки ее крыльев: 1, 2 – наплавочный и закалочный виток; 3 – токопровод; 4 – пластина для присоединения к генератору; 5 – штуцер; 6 – профилированная трубка для плавления шихты

То есть при такой конструкции энергия электромагнитного поля расходуется на нагрев детали, а не на дополнительный нагрев воды, протекающей через индуктор.

Таким образом, в одном индукторе параллельно осуществляются два процесса: наплавка твердого сплава на часть поверхности детали и нагрев других участков упрочняемой поверхности под закалку.

Это достигается тем, что носовая часть упрочняется износостойким сплавом, а крылья подвергают закалке в результате совмещения двух операций – наплавки и термообработки, за счет этого время упрочнения уменьшится до 70% [147, 148].

Изготовление почвообрабатывающей лапы включает операции штамповки, закалки и упрочнение носовой части наплавкой. Перед упрочнением, по оси симметрии лапы, на внешней стороне носовой части выполняют

U-образную канавку длиной 15-30 мм, заполняют ее наплавочной шихтой и осуществляют индукционную наплавку с одновременным нагревом крыльев лапы под закалку из условия повышения твердости наплавленного металла на 2-8 единиц по HRC₃ по сравнению с основным металлом.

Предлагаемый технологический процесс заключается в том, что V- и U-образную кромку или канавку длиной 15-70 мм, изготовленную сваркой или штамповкой, наплавляют твердым сплавом по твердости больше упрочняемого металла на 2-8 единиц по HRC₃, что обеспечивает эффект самозатачиваемости рабочего органа. В процессе эксплуатации носок лапы имеет остроконечную форму (в виде «копья»). Тем самым снижается тяговое усилие по сравнению с существующими рабочими органами. Наплавленный твердый сплав увеличивает износостойчивость носка лапы.

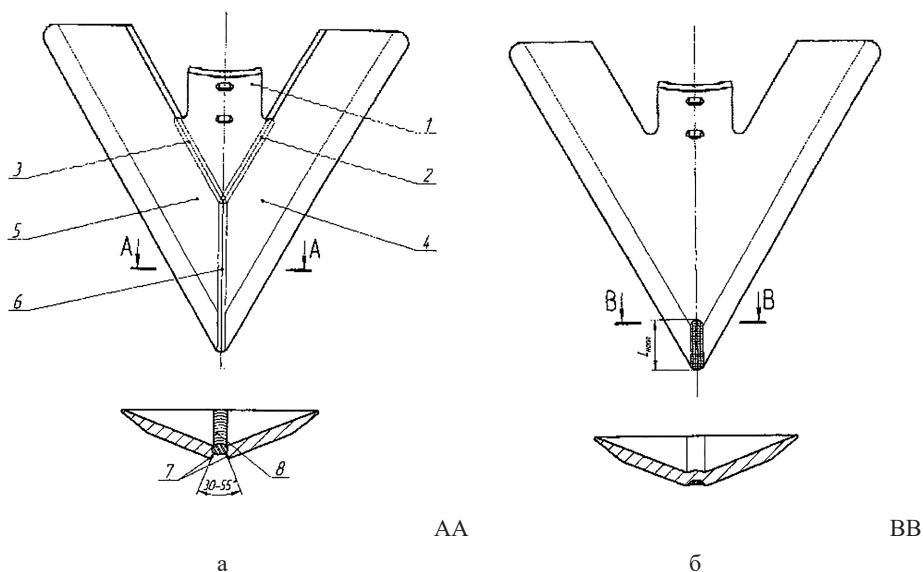


Рисунок 6.3 — Схема наплавки носовой части сварной (а) и штампованной лапы (б)

Некоторую особенность технологического процесса упрочнения рабочих органов в носовой части имеет сварная лапа, заключающаяся в том, что она (рис. 6.2 а) содержит хвостовик 1, соединенный сварными швами 2 и 3 с крыльями 4 и 5. Крылья между собой соединяются сварным швом 8 снизу, а сверху насыпается наплавочная шихта 6 в разделку кромки 7, образуя в результате сварки между собой под углом 30-35° в соответствии с геометрической формой лапы.

Для исследования подготовили 6 сварных лап из стали 50 ХГА. В месте соединения крыльев сверху создавали с углом раскрытия V-образную кромку от 30°-55° длиной от 30 до 70 мм (в зависимости от длины нижнего шва носовой части лапы).

Нагрев осуществлялся с использованием высокочастотного генератора ВЧГЗ-160/0,66.

После расплавления шихты и достижения нагреваемых частей лапы закалочных температур генератор выключался, а упрочняемое изделие переносилось в ванну с закалочной жидкостью (маслом).

Результаты определения твердости после закалки приведены в таблице 6.2, а после отпуска – в таблице 6.3.

Полевые испытания стрелчатой лапы СЗС-2,1 с упрочнением носовой части твердым сплавом показали, что их износоустойчивость увеличилась в 2-3 раза, снизилось тяговое сопротивление за счет отсутствия сварного шва вдоль носовой части лапы, и повысился эффект самозатачиваемости носовой, наиболее нагруженной части рабочего органа.

Таблица 6.2–Твердость лапы после закалки (масло)

Номер опыта	Твердость, HRCэ		
	наплавленный слой	основной металл	сварочный шов*
1	55	50	30
2	57	49	28
3	54	51	26
4	56	52	25
5	55	47	28
6	54	48	27
* Сварочная проволока Св-08Г2С			

Таблица 6.3–Твердость лапы после отпуска 250±10 К (3 ч.)

Номер опыта	Твердость, HRCэ		
	наплавленный слой	основной металл	сварочный шов
1	52	48	30
2	52	47	28
3	52	50	27
4	51	49	26
5	52	45	30
6	51	40	28

Длина наплавленного слоя 30-70 мм определяется длиной носовой части стрелчатой лапы и шириной упрочняемой части лезвия. Угол раскрытия определяется типом лапы и толщиной металла крыльев и составляет 30-55°. При различии в твердости наплавленного слоя и основного металла режущей кромки меньше 2 единиц HRC эффект самозатачиваемости носка лапы не наблюдается, он приобретает овальную форму и тем самым увеличивает тяговое усилие (рисунк 6.4).

Подготовили 6 сварных лап из стали 65Г. В месте схождения крыльев сверху выполнили U-образную канавку длиной от 15 до 30 мм (в зависимости от размера лапы). Специальным дозирующим устройством насыпали наплавочную шихту, состоящую из 85% твердого сплава ПС-14-60 и флюса 15%. Затем лапу поместили в двухвитковый индуктор, один из витков расплавлял шихту,

а другой осуществлял нагрев крыльев лапы под закалку. Результаты замеров твердости после закалки представлены в таблицах 6.4 и 6.5.



Рисунок 6.4 – Характер износа носка лапы в случае, когда его твердость и твердость крыльев равнозначны (50-55 HRC)

Таблица 6.4–Твердость лапы после закалки (масло)

Номер опыта	Твердость, HRCэ	
	наплавленный слой	основной металл
1	56	52
2	55	49
3	56	51
4	55	53
5	55	48
6	52	49

Таблица 6.5–Твердость лапы после отпуска 250±10 °С (3 ч.)

Номер опыта	Твердость, HRCэ	
	наплавленный слой	основной металл
1	54	48
2	55	47
3	52	49
4	52	49
5	53	47
6	51	48

Износоустойчивость лапы после упрочнения ее носовой части увеличилась более чем в два раза.

Разработанный изготовленный индуктор может обеспечивать режимы упрочнения как сварной, так и штампованной лапы при индукционной наплавке носовой части и закалке крыльев.



Рисунок 6.5 – Износ стрелчатых лап при разнице в твердости носка и крыльев до 5 HRC

Необходимо отметить, проблема (повышение износостойкости носовой части) возникла вследствие того, что носовая часть изнашивается при эксплуатации в 2-3 раза быстрее, и выбраковка происходит из-за носка, несмотря на то, что остальная часть (крылья) еще работоспособна (рисунок 6.5) [27, 34, 35, 149]. Поэтому для штампованной лапы производят утолщение носовой части, а в сварной осуществляют усиление сварного шва, в результате чего возникает дополнительное увеличение тягового усилия на 6-8% [143-145].

6.3 Технология упрочнения длинномерных рабочих органов сельскохозяйственных машин

Среди используемых в настоящее время конструкций почвообрабатывающих органов сельхозтехники и рабочих органов других машин большую долю составляют плоские детали, длина (l) которых значительно (в 3-10 раз) превосходит остальные габаритные размеры. Толщина (h) таких длинномерных рабочих органов, как правило, задается параметрами товарного проката конструкционных и легированных сталей (5-30 мм), а ширина (b) колеблется в интервале 45-160 мм. Такая форма рабочих органов обеспечивает высокую технологичность их изготовления в 2-3 операции, а их длинная режущая кромка упрочняется методами напыления, химико-термической обработки или индукционной наплавки [22, 23]. Примерами длинномерных рабочих органов сельхозтехники являются: лемех предплужника ПЛЖ 02.701, полевая доска ПО1.580, долотообразный лемех С01.702А, лемех КША 07.030, отношение l/d которых составляет 2,9; 3,4, 5,2 и 9,6 соответственно [195]. Еще больших значений этот параметр достигает у ножей дорожных землеройных машин ДЗ.118.10.001, имеющих габаритные размеры ($l'd'h$) 1500×400×30 мм, при этом ширина наплавляемого участка поверхности составляет 80-150 мм. У длинномерных рабочих органов относительно небольшой по площади упрочняемый участок их поверхности обеспечивает нормальное функционирование всей детали, здесь к качеству наплавки предъявляются повышенные требования.

Поэтому разработка технологического процесса односторонней индукционной наплавки длинномерных деталей представляет научный и практический интерес.

В качестве длинномерных рабочих органов, упрочняемых индукционной наплавкой твердым сплавом, исследовались: полевая доска П01.580, лемех КША 07.030, лемех ПЛЖ 02.701, отштампованные из стали 65Г, а также нож землеройной машины ДЗ.118.10.001, выполненный из стали 15ХСНД.

Упрочнение рабочих органов осуществлялось наплавкой высоколегированного хромистого чугуна ПГ-С27 из шихты, содержащей 85 мас. % твердого сплава и 15 мас. % плавящего боратного флюса П-0,66 [34]. Для индукционной наплавки использовался высокочастотный промышленный генератор ВЧГЗ-160/0,066 на следующих режимах: анодный ток 10 А, сеточный ток 2,5 А, анодное напряжение 10-12 кВ.

На рисунке 6.6 приведены чертежи длинномерных РО сельхозтехники с указанием расположения на них участков, упрочняемых индукционной наплавкой. К таким деталям из-за ограничения по мощности коммерческих ВЧ-генераторов и с точки зрения экономии электроэнергии предпочтительно применение одностороннего непрерывно-последовательного способа индукционной наплавки, при котором электромагнитное поле индуктора воздействует только на наплавляемый участок поверхности детали [34]. При этом, учитывая размеры и геометрию рабочих органов, условия теплоотвода от поверхности вглубь детали по ее ширине различные. Кроме того, при наплавке длинномерных деталей в массовом производстве возникают дополнительные проблемы непостоянства размеров и разнотолщинности проката, что также приводит к неравномерному нагреву упрочняемой поверхности, а в последующем – к перегреву твердого сплава. Общее ухудшение качества упрочняемого слоя возникает вследствие наложения этих факторов [23].

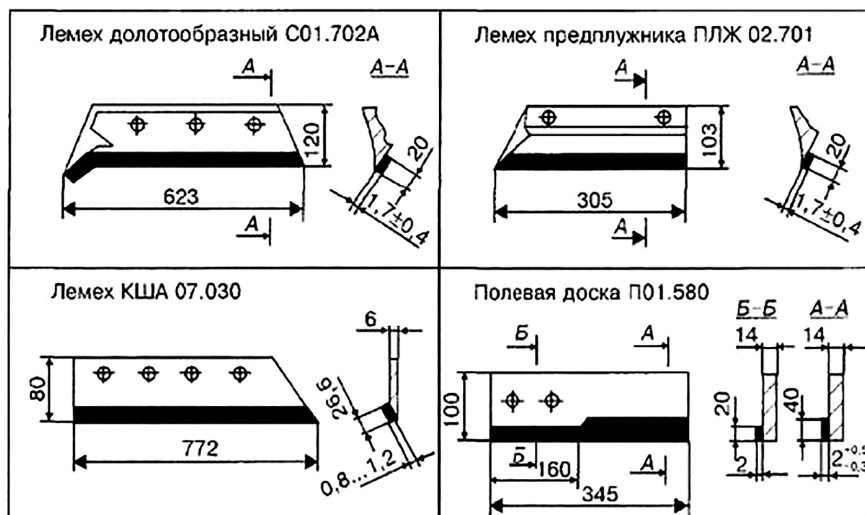


Рисунок 6.6– Длинномерные рабочие органы сельхозтехники, упрочняемые индукционной наплавкой твердых сплавов

Кроме указанных выше причин, как установлено нами, на качество наплавленного слоя влияет: дисперсность частиц твердого сплава, боратный флюс, неравномерность нагрева образца на границах шихты и основного металла и шихта-воздух.

На рисунке 6.7. приведены обобщенные экспериментальные зависимости температуры на границах шихты и основного металл и шихта-воздух от времени, при нагреве образцов из сталей 65Г, 15ХСНД и максимальной вводимой мощности, которые показывают принципиальное различие в механизмах ТВЧ-нагрева шихты и поверхности детали под ее слоем.

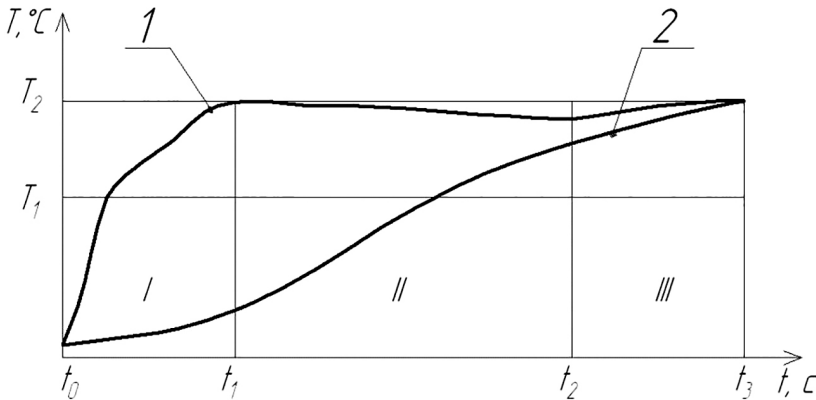


Рисунок 6.7– Обобщенная зависимость температуры на границах шихты и основного металл (1) и шихта-воздух (2) от времени

Как следует из температурной зависимости (рис. 6.7), наблюдается как минимум три временных стадии, отличающиеся интенсивностью нагрева шихты и основного металла.

На первой стадии (t_0-t_1) на границе основной металл-шихты происходит интенсивный рост температуры до T_1 , которая для сплава ПГ-С27 достигает 1470-1570 К, в зависимости от марки стали, а на границе шихта-воздух – лишь 370-520 К. В этот период времени по толщине наплавочной шихты имеет место максимальный температурный градиент, который составляет 1200-1300 К. В конце первой стадии вследствие достижения высокой температуры упрочняемой поверхности на ней образуются участки расплавленного флюса, который активно взаимодействует с оксидными пленками основного металла и твердого сплава. По времени эта стадия занимает порядка 20-25%.

Вторая стадия процесса (t_1-t_2) характеризуется снижением интенсивности нагрева основного металла, но увеличивается скорость нагрева наплавочной шихты. В этот промежуток времени происходит плавление твердого сплава. По всему слою наплавочной шихты протекают реакции взаимодействия между оксидами твердого сплава и компонентами флюса (CaSi_2), происходит растворение оксидов в основном компоненте флюса $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, взаимодействие между кислотными и основными окси-

дами. По мере распространения температуры по сечению шихты расплавленный флюс стекает между зернами твердого сплава в зону максимальных температур, и на поверхности основного металла образуется система, состоящая из расплавленного флюса, шлака и расплава твердого сплава. Вследствие расплавления флюса и зерен твердого сплава фронт плавления послойно движется вверх по шихте. В этот период полностью заканчивается плавление флюса. Из-за высокой термодинамической активности углерод и бор диффундируют в основной металл, что вызывает образование легкоплавкой эвтектики. Продолжительность стадии составляет 45-55% от общего времени ТВЧ-нагрева.

На третьей стадии (t_2 - t_3) интенсивность нагрева повышается из-за того, что деталь начинает проходить под «второй» ветвью индуктора. Уменьшается температурный градиент по сечению наплавленного слоя, и в конце он практически исчезает. Происходит полное расплавление зерен сплава, и на поверхности основного металла образуется две фазы – жидкая ванна и шлак. Эта стадия характеризуется интенсивным взаимодействием шлака с наплавляемым сплавом и сплава с основным металлом.

Следует отметить, что при расплавлении порошковых смесей марки ПС1480, ПС-14-60 и др. нерасплавившиеся частицы псевдосплава остаются в упрочняемом слое и до завершения процесса плавления наплавочной шихты. В то же время в монофазных хромистых чугунах ПГ-УС25, ПГ-С27 и др. зерна сплава расплавляются полностью, поэтому их использование и оказывается более предпочтительным в условиях ударно абразивного износа [23, 149].

В течение всего периода третьей стадии происходят нагрев упрочняемой поверхности и плавление сплава. Процесс формирования в конце стадии завершается полностью.

Эта стадия составляет 20-25%.

Технологически здесь должно быть достаточно времени, чтобы успели пройти все металлургические и иные процессы: всплытие шлака, отделение газовых пузырей, раскисление и пр.

Таким образом, время и температура нагрева на каждой из указанных стадий также определяют качество наплавленного слоя. А так как во всех случаях интенсивность нагрева шихты на первой стадии процесса значительно отстает от интенсивности нагрева основного металла, то для получения качественного упрочняющего покрытия при односторонней индукционной наплавке длинномерных рабочих органов сельхозтехники требуются изменение конструкции индуктора и организация наплавляемой поверхности детали двух зон: зоны предварительного подогрева и зоны догрева.

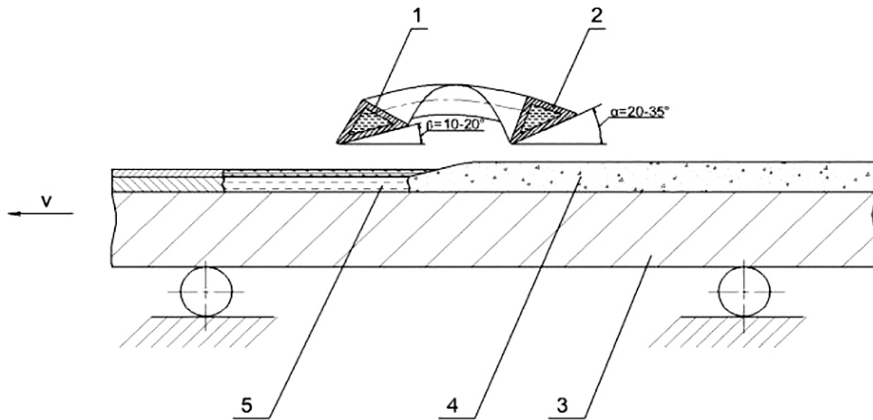


Рисунок 6.8– Индуктор для автоматической односторонней наплавки и схема осуществления 2-зонной наплавки

Конструктивно эти зоны могут быть выполнены путем поворота ветвей плоского петлевого индуктора на разные углы относительно плоскости детали. На основании результатов проведенных ранее исследований установлено [150], что первая ветвь индуктора должна обладать наклоном грани под углом $20-35^\circ$, вторая – под углом $10-20^\circ$ к поверхности нагрева, а оптимальная скорость перемещения детали под индуктором (v) должна составлять $3-3,5$ мм/с, с поочередным проходом обеих зон (рисунок 6.8).

При 2-зонном нагреве расширена нагреваемая зона наплавляемого участка, вследствие чего увеличивается как время протекания металлургических процессов, так и время плавления сплава. При оптимальном ориентировании ветви подогрева под ней осуществляется процесс интенсивного нагрева, необходимый на начальной стадии плавления, а конечная стадия плавления ведется при значительно меньших удельных мощностях и, следовательно, при меньшей температуре поверхности наплавляемой детали, не превышающей максимально допустимой, под ветвью догрева.

По результатам исследований была проведена односторонняя автоматическая индукционная наплавка длинномерных ножей ДЗ.118.10.001 и исследованы характеристики получающихся покрытий.

Микроструктура наплавленного сплава соответствует стадии полного расплавления шихты, а в наплавленном слое в процессе кристаллизации образовались все зоны [34,150]. Граничная полоска имеет толщину от $0,008-0,01$ мм. На доэвтектическую зону приходится $20-30\%$ от общей толщины упрочняющего покрытия. Эвтектическая зона составляет $8-10\%$, остальное – заэвтектическая зона, содержащая различные карбидные фазы. Ниже показана микротвёрдость (HV) структурных составляющих исследуемого сплава:

- граничная полоска 414-480; дендриты аустенита 414-600;

- карбидная эвтектика 390-450; первичные карбиды 1400-1760.

Твёрдость всего наплавленного слоя составила 50-53 HRCэ.

Металлографическим анализом установлено, что в составе заэвтектической, эвтектической и доэвтектической зон присутствуют δ - и α -фазы. Послойным исследованием наплавленного металла установлено, что основным карбидом во всех зонах является соединение типа $(Cr,Fe)_7C_3$, а карбид $(Cr,Fe)_3C$ образует лишь отдельные включения.

Химический состав основной заэвтектической зоны следующий: C > 4,50%; Si – 2,50; Mn – 1,23; Cr – 31,20; Ni – 1,24%. Химический состав покрытия не соответствует рецептурному составу чугуна марки ПГ-С27, по хрому ~ на 3%, по никелю ~ 0,7%, однако это не является браковочным признаком. Износостойкое покрытие по основной структуре и фазовому составу отвечает требованиям, предъявляемым к наплавленному слою. Основопологающим фактором является размер доэвтектической зоны, которая в наплавленном слое не превышает 30%. Таким образом, были исследованы процессы нагрева на границах шихты – основной металл и шихта – воздух при односторонней автоматической индукционной наплавке длинномерных плоских деталей. Установлено, что скорости нагрева шихты и поверхности детали не совпадают, что вызывает ухудшение качества упрочняющего покрытия. Поэтому возникла необходимость разработать и изготовить индуктор для односторонней автоматической непрерывно-последовательной наплавки в двух зонах: зоне интенсивного нагрева упрочняемой поверхности и плавления шихты-разогрева, и зоне, где температура поддерживается на уровне температуры плавления наплавляемого сплава-догрева. Кроме того, осуществлена односторонняя автоматическая индукционная наплавка при оптимальных режимах (наклон первой ветви индуктора 20-350, второй – 10-200 к наплавляемой поверхности, скорость перемещения детали – 3-3,5 мм/с с поочередным проходом обеих зон в автоматическом режиме, анодный ток 10 А, сеточный ток 2,5 А, анодное напряжение 10-12 кВ) длинномерных ножей ДЗ.118.10.001, выполненных из стали 15ХСНД, наплавленных сплавом марки ПГ-С27 [90, 151].

6.4 Полевые испытания упрочненных стрелчатых лап

Для исследования были взяты экспериментальные лапы (сталь 65Г) производства ЗАО «Рубцовский завод запасных частей» с нижней наплавкой лезвия твердым сплавом (табл. 6.6).

Партию наплавочной шихты, состав которой состоял из следующих компонентов сплава марки ПГ-УС25 – 84%, флюс 8% и 8% карбида бора. Наплавку произвели с нижней стороны. Сравнительный анализ проводили при установке лап на один агрегат.

Результат полевых измерений приведен в таблице 6.7.

Результаты исследования изменения толщины лезвия, линейного и весового износа опытных лап, полученные в процессе испытаний в почве (табл. 6.8), приведены в таблицах 6.9. и 6.10.

Таблица 6.6 – Твердость и масса экспериментальных лап

№ п/п	№ лапы	Среднее значение твердости в HRCэ		Масса лап до посева, г
		основной металл	наплавленный слой	
1	0	21-23	50-53	1050
2	00	22-27	51-53	1072
3	1	23-25	50-53	1080
4	11	19-22	50-59	1072
5	3	25-29	51-53	1076
6	33	25-29	50-55	1100
7	5	25-29	52-55	1082
8	55	40-43	50-54	1084
9	8	20-24	50-53	1094
10	88	19-21	50-54	1064

Таблица 6.7–Твердость и масса экспериментальных лап

№ п/п	№ лапы	Среднее значение твердости в HRCэ		Масса лап до посева, г
		основной металл	наплавленный слой	
1	7	22-24	65-69	1062
2	9	25-28	67-70	1071
3	13	21-27	67-69	1070
4	15	20-25	67-70	1100
5	17	24-29	66-70	1072
6	21	23-28	68-70	1082
7	34	25-27	66-70	1084
8	35	26-29	68-71	1082
9	19	27-29	67-69	1091
10	2	24-29	66-68	1064

Таблица 6.8–Средний агрегатный состав почвы в слое 0-10 см (с. Шумановка)

Размер фракции, мм	> 0,25	0,25-0,05	0,05-0,01	0,01-0,005	0,005-0,001	< 0,001	У< 0,01
Кол-во фракции, % на абсолютно сухую навеску	0,9	75,4	9,5	2,0	4,9	7,3	14,2

Таблица 6.9–Характеристики линейного и массового износа лап

Перемещение лапы	№ лапы	Удельная наработка, га	Линейный износ крыла лапы, мм	Линейный износ носка лапы, мм	Износ по весу, г
По следу трактора	3	32,61	9,6	42,0	288
	33	32,61	6,2	39,2	266
	11	32,11	6,4	59,2	334
	8	24,06	12,7	52,2	370
Ср. по делянке	-	-	8,7	48,2	314,5
Вне следа трактора	0	29,58	6,2	16,3	152
	1	13,56	-	-	-
	00	29,58	7,3	-	316
	5	5,00	-	-	-
	55	29,58	6,2	32,7	188
	88	23,42	4,6	49,3	270
Ср. по делянке	-	-	6,1	32,8	231,5

Из данных таблицы 6.9 следует, что линейный износ носка лапы в среднем в 5,5 раз интенсивнее линейного износа крыла лапы. Это связано с тем, что носок лапы в процессе обработки почвы сталкивается с недеформированной почвой, а крыло – с надломленным пластом почвы. Движение носка в недеформированном грунте характеризуется быстрым изнашиванием упрочненной зоны, а далее – интенсивным изнашиванием неупрочненной основы рабочего органа.

Вследствие такого характера изнашивания уже после удельной наработки (приходящейся на одну лапу) 15-20 га очертание ее формы принимает вид трапеции (рисунок 6.9).

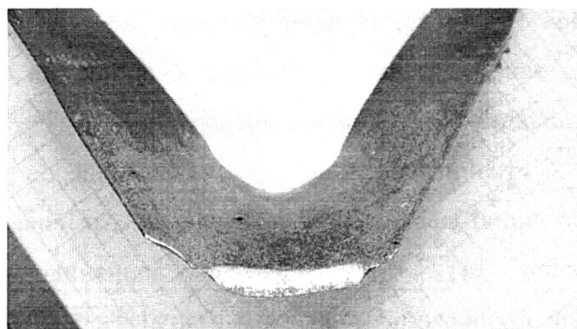


Рисунок 6.9– Вид лап, упрочненных сплавом ПГ-С27, после наработки 15-20 га При добавлении бора в наплавочную шихту характер износа принимает другой вид.

Сравнивая делянки по следу (средняя плотность почвы 1,40 кг/см³) и вне следа трактора (средняя плотность почвы 1,26 кг/см³), можно отметить, что линейный износ крыла, носка и массовый износ лап по следу трактора в 1,4-1,6 раза интенсивнее (табл. 6.9) (рис. 6.12, кривая 1 и 2).

Средние численные значения геометрических параметров лап, установленных по следу трактора и вне следа, рассмотрены в таблице 6.10.

Таблица 6.10 Средние значения характеристик износа лап в динамике

Делянка	Удельная наработка, га	Линейный износ крыла лапы, мм	Линейный износ носка лапы, мм	Радиус самозатач. кромки, мм	Длина самозатач. кромки	Ширина обратной фаски, мм
По следу трактора	3,03	1,3	1,7	0,32	0,44	1,77
	8,36	2,4	6,8	0,37	0,95	1,26
	12,61	2,8	15,4	0,30	1,32	1,11
	16,58	3,5	21,4	0,40	1,49	0,92
	32,61	7,8	46,8	0,42	1,07	1,55
Вне следа трактора	5,33	0,6	1,2	0,33	0,13	2,03
	9,58	1,1	1,6	0,28	0,39	1,58
	13,56	1,8	4,8	0,32	0,51	1,35
	29,58	5,9	24,5	0,28	1,03	1,37

Числовые характеристики, рассмотренные в таблицах 6.11 и 6.12, графически отображены на рисунке 6.10.

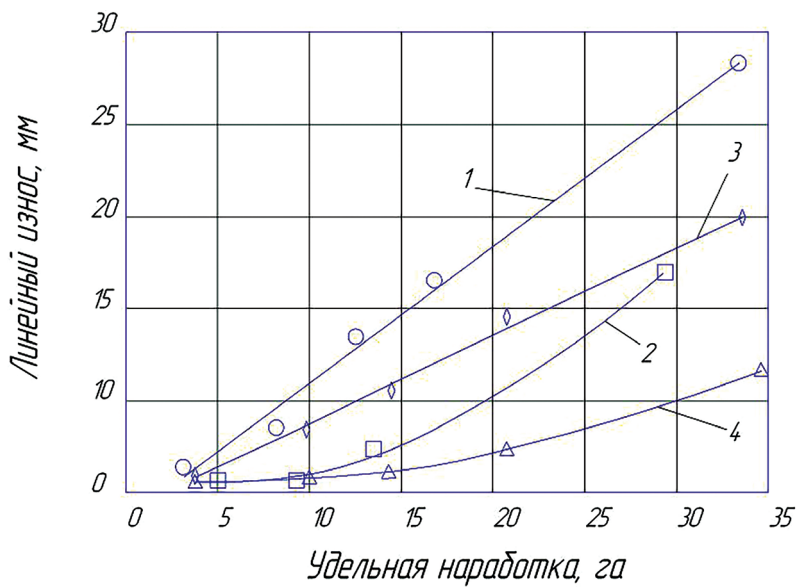


Рисунок 6.10 – Зависимость линейного износа носка лапы от наработки
– (кривая 2 и 4 – производилось боридное покрытие)

Уравнения регрессии следующие:

$$U_{\text{сл}} = -3,2304 + 1,3654N_{\text{уд}} + 0,0053N_{\text{уд}}^2 \quad [151]; \quad (6.1)$$

$$- U_{\text{вне}} = 1,2117 - 0,2286N_{\text{уд}} + 0,0344N_{\text{уд}}^2 \quad [151]; \quad (6.2)$$

$$U_{\text{слб}} = -1,8435 + 0,9189N_{\text{уд}} + 0,0009N_{\text{уд}}^2 \quad (6.3)$$

$$- U_{\text{внеб}} = 1,6005 - 0,1828N_{\text{уд}} + 0,0157N_{\text{уд}}^2. \quad (6.4)$$

На рисунке 6.10 (кривая 1, 2) показана зависимость линейного износа носка лапы, упрочненного твердым сплавом, от наработки. Как видно из полученных данных, начальный период изнашивания лап, идущих по следу трактора, имеет более динамичный характер, и вся кривая очень близка к линейной зависимости. Линейный износ носка лап, идущих по менее плотной почве, в начальный период имеет более пологий характер. На графике это отражено кривой, имеющей вогнутый характер. Сравнивая кривые участков изнашивания, следует отметить, что они располагаются параллельно на некотором расстоянии друг от друга. Это указывает на то, как влияет уплотнение почвы трактором на износ рабочего органа.

Рабочий орган, упрочненный дополнительно карбидом бора, имеет износостойкость в 1,5-3,8 раза больше, но характер износа имеет тот же кривой вид 3 и 4 (рис. 6.10, уравнение (6.3), (6.4), кривая 3 и 4).

Линейный износ лезвия лап по следу и вне следа трактора подобен на всем участке изнашивания и отличается на 20-25%. Соответственно, кривые (рис. 6.10) расположены практически параллельно при индукционной наплавке. Однако разница износа при борировании по сравнению с индукционной наплавкой кривой 1,3 уменьшается в 2,5-3,5 раза.

Необходимо отметить, что лапы сеялки СЗС-2.1 с нижней наплавкой твердым сплавом достаточно стойки к износу крыла. Износ крыльев достаточно равномерный и по величине небольшой (если не учитывать скалывание кромки), но износ на последнем измерении очень велик (треугольное очертание лап приобретает форму трапеции).

Скалывание кромки лезвия и носка связано в основном с низкой твердостью основного металла (рис. 1.6). Также в процессе отслеживания изнашивания лап было замечено, что происходит чрезмерное самозатачивание. Оно больше наблюдается на носках лап, и его величина постепенно снижается по мере удаления от носка вдоль крыла.

В результате проведенных экспериментов (стрельчатых лап СЗС-2.1) получены данные, которые выявили возможность повысить износостойкость рабочих органов в 2,5-3,5 раза на различных почвах путем корректировки технологического процесса индукционной наплавки.

Исследования, проведенные в 2008-2009 гг., показали, что характер изнашивания рабочих органов сеялок СЗС-2.1 зависит от плотности обрабатываемой почвы, исходных геометрических параметров, а также от характера упрочнения носка и крыла лапы. Испытания рабочих органов в полевых условиях показывают различие в линейном износе и заострении лезвий лап, идущих по следу трактора и вне этого следа. Большая неравномерность изнашивания также зависит от наличия на полях со стерневым фоном уплотненных следов от прохода комбайнов осенью.

Выявлено, что при работе наплавленных индукционной наплавкой лап радиус кромки лезвия практически не зависит от плотности почвы и обработки. Вследствие этого появляется возможность увеличения ресурса обработки почвы до 50-60 га на одну лапу путем получения однородности наплавленного слоя и легирования его бором.

6.5 Влияние технологических факторов на износ поверхностно-упрочненных стрельчатых лап

Среди множества используемых в настоящее время технологий минимальной обработки почвы распространение получили процессы, основанные на снижении глубины обработки, уменьшении интенсивности воздействия на почву и минимизации количества проходов почвообрабатывающих агрегатов по полям. Это достигается за счет совмещения нескольких технологических операций в одной машине – почвообрабатывающем комплексе, особенно в засушливых и подверженных ветровой эрозии районах страны, в частности, степной зоне Алтайского края [151]. Для осуществления основных агротехнических мероприятий по ресурсосберегающим технологиям создано множество машин, основным рабочим органом которых является стрельчатая лапа [190-194, 196]. При этом износ стрельчатых лап, работающих в составе культиваторов, рыхлителей, сеялок и почвообрабатывающем посевном комплексе как основных почвообрабатывающих орудий, является главным параметром, снижающим не только экономические показатели, но и качество проводимых агромероприятий [196].

Поэтому упрочненные боридным покрытием, с использованием ТВЧ-нагрева, стрельчатые лапы исследовались в полевых условиях на предмет влияния агротехнических факторов на параметры износа рабочего органа сельскохозяйственных машин. Для этого поверхностному упрочнению подвергались типовые стрельчатые лапы, аналогичные рабочим органам сеялки-культиватора СЗС-2,1 производства ОАО «Автомемзавод Ленинский» цельноштампованной конструкции, выполненные из листа стали 65Г толщиной 6 мм и подвергнутые объемной закалке.

Полевой эксперимент проводился в с. Семёновка Кулундинского района Алтайского края весной 2010 г. Поверхностно-упрочненные лапы устанавливались на культиваторную секцию почвообрабатывающего комплекса «Кузбасс» ПК-9,7 как в первый, так и во второй ряды сошников, за исключением позиций по колее трактора. После чего комплексом проводился прямой посев яровой пшеницы по стерневому фону без осенней обработки. Характеристика почвы: тип – тяжелая каштановая среднесуглинистая песчаная, твердость – 1,6-1,8 МПа, плотность – 1090-1620 кг/м³, влажность – 19-21%. Средняя скорость машинно-тракторного агрегата составила 5-7 км/час.

Весовой износ определялся взвешиванием очищенных стрельчатых лап на лабораторных весах CASMWP-3000, линейный – измерением размеров стрельчатых лап штангенциркулем ШЦ-III-1000-0,05, а их абрисов – курвиметром КМ.

В качестве основных технологических факторов, влияющих на износ поверхностно-упрочненных лап, были исследованы: способ нанесения обмаз-

ки на поверхность лапы, предварительная подготовка поверхности, время выдержки в индукторе при оптимальной температуре, последующая термообработка. Параметрами, контролируемыми при износе, являлись: ширина захвата лапы (B), ширина крыла лапы (b), длина крыла лапы (l), площадь перекрытия лапы (S), средний весовой износ (m), а также качественные параметры износа поверхности лап и их отдельных участков.

Площадь перекрытия стрельчатой лапы рассчитывали:

$$S = \sqrt{p(p - B)(p - l_1)(p - l_2)}, \quad (6.1)$$

где $p = l/2(B + l_1 + l_2)$ – полусумма сторон проекции стрельчатой лапы;

B – ширина захвата, м;

l_1, l_2 – длины левого и правого крыльев стрельчатой лапы, м.

Относительный износ по выбранному параметру (I_x), %:

$$I_x = \left(1 - \frac{X_{изн}}{X_0}\right) \times 100, \quad (6.2)$$

где $X_{изн}$ – значение контролируемого параметра у изношенной лапы;

X_0 – исходное значение параметра стрельчатой лапы.

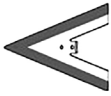
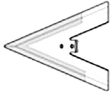
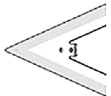
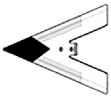
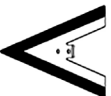
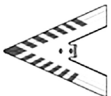
Изношенные поверхностно-упрочненные рабочие органы сравнивали с контрольными образцами, в качестве которых выступали объемно закаленные стрельчатые лапы с твердостью поверхности 40-44 HRC₃ и коммерческие стрельчатые лапы, последовательно подвергнутые объемной закалке, поверхностной ТВЧ-закалке и электроискровому поверхностному легированию спеченным сплавом ВК8 с твердостью поверхности до 71 HRC₃. Варианты нанесения борирующей обмазки на режущую кромку изделия приведены в таблице 6.11.

Всего было исследовано шесть вариантов нанесения борирующей обмазки (I-VI – первая позиция шифра) с предварительной зачисткой поверхности стрельчатой лапы и без (П, БП – третья позиция) при выдержке в индукторе 1 и 2 мин. (1, 2 – вторая позиция) с последующей объемной закалкой стрельчатой лапы или без нее (З, О – последняя позиция шифра). Ввиду трудоемкости механической зачистки поверхности под боридное покрытие были разработаны способ и состав термитной очистки [240-241].

Варианты упрочнения включают все перечисленные технологические факторы, например, 1-2 – П, О означает, что стрельчатая лапа была покрыта борирующей смесью по варианту I, выдержана в индукторе 2 мин., поверхность перед борированием была подготовлена (зачищена) – П, а после борирования деталь остывала на воздухе – О. Данные по износу различных поверхностно-упрочненных стрельчатых лап относительно контроля приведены в таблице 6.12.

В полевом эксперименте посевным комплексом всего было обработано 400 га, что составило 12,5 га наработки на каждую стрельчатую лапу культиваторной секции. Это свидетельствует о тяжелых условиях работы посевного комплекса в засушливый весенний период 2010 г. на почвах исследованного типа и при повышенном износе коммерческих стрельчатых лап.

Таблица 6.11 – Варианты нанесения борирующей обмазки на стрелчатую лапу

Вариант	Схема нанесения обмазки	Описание	Вариант	Схема нанесения обмазки	Описание
I.		нанесение на лицевую сторону	IV.		нанесение на 2/3 обратной стороны
II.		нанесение на обратную сторону	V.		нанесение на 2/3 обратной стороны и носок
III.		нанесение на обе стороны	VI.		нанесение полосок на 2/3 лицевой стороны

Внешний вид коммерческих стрелчатых лап (рис. 6.11) свидетельствует, что традиционная технология поверхностного упрочнения почвообрабатывающего органа не дала желаемого результата. В то же время как стрелчатая лапа, поверхностно-упрочненная при нанесении борирующей смеси на 2/3 с обратной стороны режущей кромки на носок лапы и выдержанная в индукторе 2 мин., а затем подвергнутая закалке, практически сохранила исходную геометрию, и ее износ стал незначителен.

Таблица 6.12 – Относительный износ поверхностно-упрочненных стрелчатых лап

Шифр	Износ по параметру l_s , %					Схема установки на ПК
	B	Б	l	S	m	
I-2-БП, О	12,1	17,2	20,7	33,8	28,6	первый ряд
II-1-П,О	12,7	27,9	21,5	33,4	34,5	второй ряд
III-1-БП,О	12,3	16,8	20,9	34,9	28,6	первый ряд
III-2-П, О	19,1	22,4	29,6	41,2	33,3	второй ряд
V-2-БП, 3	9,9	8,8	13,7	23,5	19,1	первый ряд
V-2- БП, 3	9,3	16,3	13,2	25,2	25,0	второй ряд
IV-1-БП, О	27,4	33,8	30,0	49,4	44,1	первый ряд
IV-2-П, О	28,2	52,3	33,3	51,8	55,9	второй ряд
I-1-БП, О	8,4	11,1	13,6	23,5	20,2	первый ряд
I-1-БП, 3	13,4	13,1	18,9	31,1	22,6	второй ряд
VI-2-П, 3	25,9	36,4	31,3	50,5	35,7	первый ряд
Контроль	19,9	43,6	32,5	50,4	40,5	второй ряд

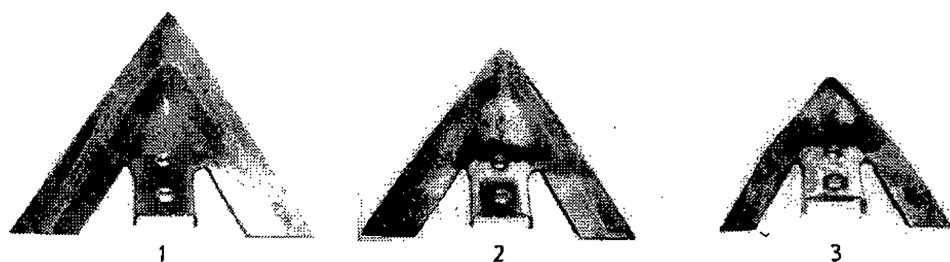


Рисунок 6.11– Фотографии изношенных стрелчатых лап: 1 – исходная лапа; 2 – упрочненная по схеме IV-1-БП после испытаний; 3 – коммерческая лапа (производства ОАО «Автомремзавод Леньковский»), которая подвергалась объемной закалке, поверхностной ТВЧ-закалке и электроискровому упрочнению, HRC₅₂ после испытаний

Из данных таблицы 6.12 следует, что влияние почвы на износ отдельных параметров упрочненного рабочего органа в реальных условиях неоднозначно. Так, вне зависимости от варианта нанесения обмазки на поверхность стрелчатых лап у всех происходит износ от 8 до 27% по отдельным размерным параметрам. В то же время как контрольные стрелчатые лапы в аналогичных условиях (как подвергнутые объемной закалке, так трехступенчатому упрочнению) изнашиваются от 25 до 40%. У стрелчатых лап, упрочненных нанесением обмазки по вариантам I, II, IV, V, наблюдаются полное срабатывание фрезерованной кромки, образование обратной фаски (примерно одинаковой ширины 4-6 мм для всех вариантов нанесения обмазки), самозатачивание кромки лезвия. У стрелчатых лап с III вариантом нанесения обмазки наблюдается меньшее изменение формы носка, чем у других вариантов. Однако при этом исчезает эффект самозатачивания, и наблюдается затупление лезвия с радиусом кромки 1,3-1,5 мм, что совпадает с литературными данными для почв данного типа [198-199].

Наилучшую износостойкость продемонстрировали стрелчатые лапы, упрочненные нанесением обмазки по варианту V и особенно VI (табл. 6.12). В первом случае износ по отдельным размерным параметрам не превысил 13-16%, во втором составил менее 10%. У этих лап в процессе изнашивания практически не изменяется геометрия носка, наблюдаются высокое самозатачивание и минимальный износ крыльев по ширине и длине, сохранение ресурса при их постановке как в первый, так и во второй ряды культиваторной секции ПК.

У стрелчатых лап, упрочненных по IV варианту нанесения обмазки, несмотря на выдержку в индукторе 2 мин., зачистку поверхности перед борированием и последующую закалку, наблюдается значительный износ (более 50%) по отдельным размерным параметрам, близкий по величине к контрольным образцам, кроме того, схожи и формы изношенных лап. Это свидетельствует об определяющем влиянии на износ упрочняющего покрытия при этом способе.

Данные таблицы 6.12 свидетельствуют о том, что между износом одинаково поверхностно-упрочненных рабочих органов по отдельным размерным параметрам существует определенная взаимосвязь, и несмотря на большие значения некоторых параметров (l_B , l_b , l_l), стрелчатые лапы все же сохранили свою работоспособность до конца эксперимента. Это свидетельствует о более сильной связи работоспособности изнашиваемой стрелчатой лапы не с ее отдельными геометрическими параметрами, а со способностью к сохранению общей стреловидной формы, стойкостью носка и режущей кромки изделия по всей длине крыла, суммарным износом всей площади стрелчатой лапы. Поэтому для характеристики износа и сравнения работоспособности рабочих органов в реальных условиях лучше использовать не отдельные показатели износа по определенным параметрам, а интегральные показатели – износ по площади перекрытия лапы (l_s) и средний весовой износ (l_m). Кроме того, необходимо контролировать и изменение ее стреловидной формы.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить характер влияния отдельных технологических факторов на износ поверхностно-упрочненных стрелчатых лап в реальных полевых условиях, таких как способ нанесения борирующей обмазки на поверхность лезвия рабочего органа, предварительная подготовка поверхности, время выдержки при температуре 1200-1300 °С и термообработка.

При этом износ лап по отдельным параметрам составляет 8-27%, что увеличивает их ресурс, по сравнению с коммерческими образцами, в 2-3 раза.

Предложено износ поверхностно упрочненных лап характеризовать интегральными показателями – изменением площади перекрытия (J_s) и средним весовым износом (J_m).

По результатам исследования была предложена конструктивно иная форма упрочняющих покрытий на лезвии стрелчатых лап, которая приведена в работах [19, 190-195].

6.6 Опыт упрочнения долот лемехов наплавкой электродами с борсодержащей обмазкой

Введение. Цель исследования

Широкое распространение термоупрочненных на твердость 48-53HRC, составных лемехов импортного производства вместо цельнометаллических отечественного без упрочняющей термообработки, в значительной мере позволило увеличить такие показатели, как ресурс, производительность и стойкость к абразивному изнашиванию [205]. Между тем, тестирование этих деталей при вспашке почв с высокой изнашивающей способностью (супесчаные почвы с содержанием кварцевой составляющей около 80%) показало, что до достижения предельного состояния остова замедляется как минимум два оборотных долота [207] по причине высокой скорости (интенсивности) изнашивания их заглубляющей части с образованием лучевидного износа. Это приводит к повышенному расходу долот и росту трудозатрат на пахоту из-за относительно частой замены данных конструктивных элементов. Поэтому

му часто прибегают к упрочнению режущей части долот, наплавляя сплавы, обеспечивающие высокую твердость (не менее 55-58 HRC) сформированного на рабочей поверхности металла. Нередко для получения абразивостойких покрытий применяют электродные материалы с присутствием в структуре нанесенного слоя карбидных и интерметаллидных составляющих с твердостью около 80 HRC [208]. Разработанные ранее электроды, обеспечивающие подобную структуру уже не в полной мере отвечают современным требованиям, что делает необходимым создание соответствующих наплавочных материалов и в частности электродов с борсодержащей обмазкой.

Лабораторные испытания полученных при помощи таких материалов покрытий показали весьма эффективные результаты [209]. Однако для подтверждения результатов проведенных исследований необходимы реальные (прикладные) испытания на деталях, подверженных интенсивному изнашиванию в среде с преобладанием абразивной компоненты, к которым относятся долота составных лемехов плужных корпусов. Поэтому целью исследований является повышение ресурса и стойкости к абразивному изнашиванию долот лемехов наплавкой электродами с борсодержащей обмазкой.

Методика эксперимента. Материалы. Технологические варианты наплавки

Опытные наплавки проводились на долотах плуга «KUNN» как с тыльной, так и наружной сторон электродами МР – 3С с нанесенным дополнительно слоем обмазки, состоящей из 85% карбида бора и 15% флюса П – 0,66 (опытные электроды) [209] и Т – 590, предназначенного для получения покрытий высокой стойкости к абразивному изнашиванию (рисунок 1 а, б). Суммарное количество экспериментальных долот составило 15 единиц – по три опытных образца с наплавленными областями и три в состоянии поставки – для сравнения полученных результатов. Подобный подход к проведению испытаний обеспечит необходимую достоверность получаемых результатов.

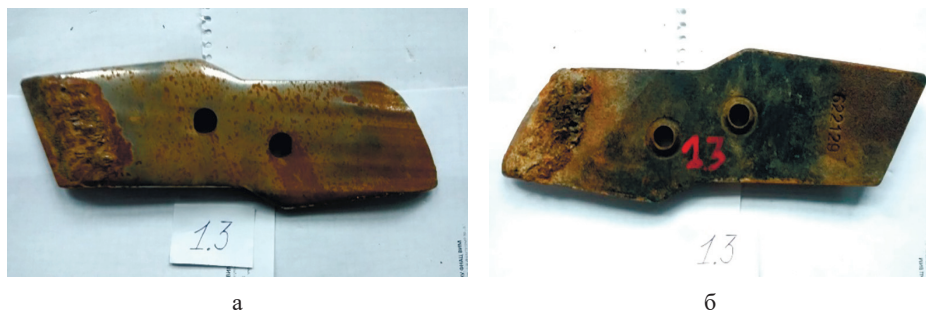


Рисунок 6.12 – Примеры наплавки на режущую – лезвийную часть долот (а – рабочая поверхность; б – тыльная)

Независимо от места расположения упрочняющих валиков они наносились таким образом, чтобы охватить режущую-лезвийную область, износ которой определяет предельное состояние долота. Как правило, это три ва-

лика шириной 10-12 мм. Перед наплавкой каждого последующего валика предыдущий охлаждался до температуры $50^{\circ} - 60^{\circ}\text{C}$. Необходимая производительность процесса достигается за счет одновременной наплавки всего комплекта экспериментальных деталей. При наплавке как наружной, так и тыльной областей деталей обработка твердого слоя на лезвии не проводилась, т.е. его геометрия соответствовала установленным агротехническим условиям.

Испытания проводились при зяблевой вспашке супесчаной почвы после уборки зерновых культур. За предельное состояние долот (признак, дающий основание для снятия их с эксплуатации) принимается износ заглубляющей части, равный 45 мм по аналогии с цельнометаллическими лемехами отечественного производства [210].

Контроль износов (I) проводился периодически через определенную наработку (Т) (измеряется в гектарах). Величина I определялась как разность между начальным размером I_n и текущим размером I_t , которые фиксировались от нижнего крепежного отверстия до заглубляющей области (рисунок 6.13).



Рисунок 6.13 – Долото с наплавленной режуще-лезвийной частью после наработки 5 га и схема измерения износов (наружная, рабочая поверхность)

Обсуждение результатов

Отмечается наличие одинаковой величины износа деталей с наплавкой как с наружной, так и тыльной стороны, поэтому полученные результаты обрабатывались совместно, т.е. каждая точка на графиках – это средняя величина из 6 измерений. В тоже время изделия с наплавкой с тыльной стороны сохраняли заданный при изготовлении угол лезвия как следствие эффекта самозатачивания.

Износ, как следует из рисунка 6.14, прямо пропорционально связан с наработкой, независимо от структуры и химического состава нанесенного покрытия, а также от вида термического упрочнения, что подтверждает исследования ряда ученых, проведенные ранее [210] и указывает на единый механизм абразивного изнашивания. Однако наработка до предельного состояния опытных деталей различна. Так, долото в состоянии поставки в процессе работы выводится из эксплуатации при наработке $T=9$ га, тогда

как у упрочнённых наплавкой экспериментальным электродом этот показатель достигает почти 16 га. Слой металла, сформированный при использовании электрода Т-590 обеспечивает ресурс, около 12,5 га.

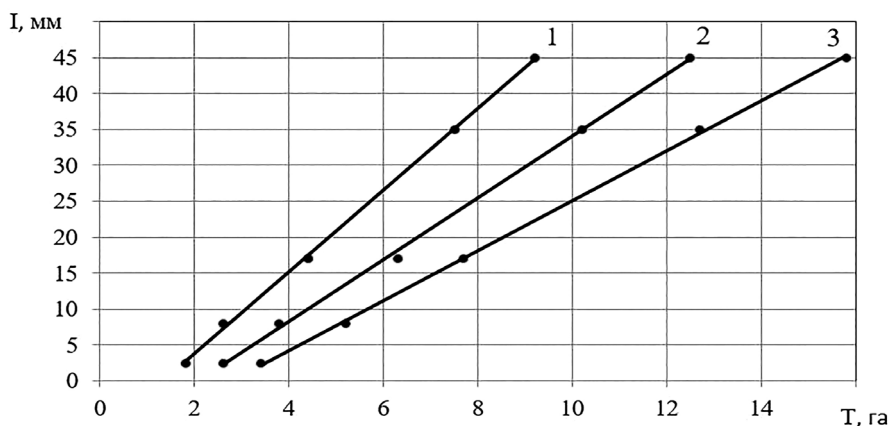


Рисунок 6.14 – Динамика износа заглубляющей части экспериментальных долот (1 – долото в состоянии поставки, 2 – долото с наплавкой электродом Т-590, 3 – долото с наплавкой экспериментальным электродом)

Стойкость к абразивному изнашиванию (С) у испытуемых образцов неодинакова и имеет максимальное значение у долот, наплавленных электродом с боридным покрытием (рисунок 6.15). Причем С долот заводского исполнения в 1,75 раза меньше, чем у наплавленных опытным электродным материалом, и в 1,40 раза меньше, чем у упрочненных электродом Т-590 (Значение С определяли после завершения процесса приработки).

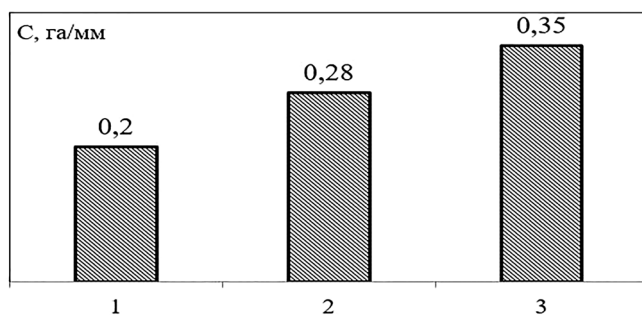


Рисунок 6.15 – Изменение стойкости к абразивному изнашиванию заглубляющей части долота (цифрами указаны долота в соответствии с рисунком 3)

Проведенными исследованиями установлено, что максимальное значение твердости (HRC) соответствует слою, наплавленному опытным электродом. В сравнении с заводским долотом HRC режуще-лезвийной части на 17 единиц выше, что обеспечивает значительный пророст наработки и увеличение стойкости к абразивному изнашиванию (рисунок 6.16).

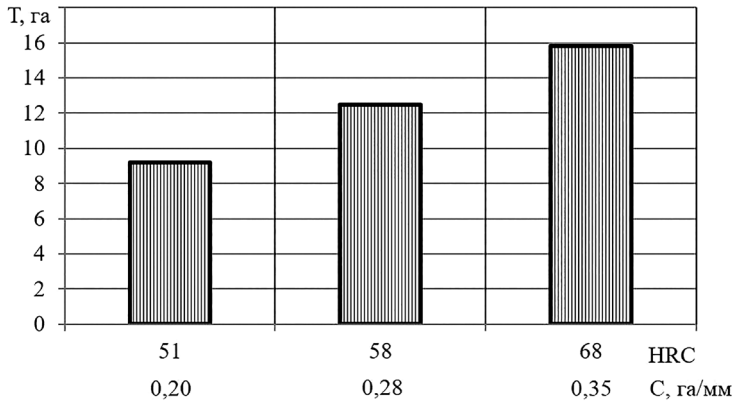


Рисунок 6.16 – Влияние твердости подрезающей области долота на наработку до предельного состояния

Столь существенное повышение твердости и износостойкости слоя, наплавленного электродами с наличием в обмазке борирующей шихты, связано с образованием в металле сварного шва мелкозернистой структуры, уменьшением ферритной составляющей, наличием большого количества боридных фаз и увеличением доли мартенсита, что подтверждается исследованиями, проведенными ранее [209].

Следует отметить, что снижение показателей твердости и износостойкости слоя, наплавленного электродом Т-590, в сравнении с покрытием, полученным экспериментальным электродом, обусловлены низким содержанием бора (не более 1,5%) в материале покрытия, что не позволяет формироваться боридным фазам в объеме, оказывающем заметное влияние на вышеозначенные критерии.

Выводы

Наличие в обмазке электрода с малоуглеродистым стальным стержнем ($C \leq 0,8\%$) борирующей шихты обеспечивает существенное увеличение абразивной износостойкости и ресурса наплавленных им долот.

Глава 7 РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ОРГАНИЗАЦИИ УЧАСТКОВ ПРОЦЕССА ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ РАБОЧИХ ОРГАНОВ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННЫХ МАШИН

7.1 Организация участков по упрочнению деталей индукционной наплавкой

Большие объемы и номенклатура наплавляемых твердыми сплавами деталей требуют рассмотрения вопросов организации такого производства.

Наибольшее количество наплавляемых деталей – это детали массового производства. Рабочие места по производству таких деталей характеризуются большим грузовым потоком.

Для индукционной наплавки наиболее целесообразно организовывать специализированные цеха, пролеты, участки и т.д. Основные заводы сельхозмашиностроения, выполняющие наплавку твердых сплавов, имеют такие цехи или участки. Через их производство проходят десятки тысяч тонн металлопроката или заготовок из него. Наиболее рациональным является замкнутое производство с детальной специализацией. В этом случае металлопрокат со стеллажей поточной линии определенной детали проходит кратчайший путь в процессе ее изготовления, и операция наплавки предусматривается в цепи технологического процесса поточной линии. Количество наплавочных постов выбирается в соответствии с производственной программой. Для каждой детали или группы деталей организуется своя поточная линия.

В тех случаях, когда наплавочное оборудование используется для изготовления различных деталей, или когда количество наплавочных постов более 2, это вызывает трудности в формировании потока упрочняемых деталей. В этом цехе создается специализированный участок индукционной наплавки. Все наплавочные рабочие места располагаются вместе на одном участке, а не в поточных линиях. Эта технологическая специализация несколько увеличивает транспортный путь процесса изготовления детали, но дает возможность наиболее целесообразного решения ряда технических вопросов.

Наплавка – энергоемкая операция. Подключение генератора ТВЧ и питающей сети должно производиться кабелями или шинопроводами. При организации наплавочных работ по технологическому признаку, когда все наплавочные посты располагаются в одном месте, наиболее рационально подключать генераторы шинопроводами.

К рабочему месту должна быть подведена вода для охлаждающей системы генераторов, иногда и для операций термообработки. При большом объеме наплавочного производства требуется и соответствующий расход воды. Так, одна поточно-механизированная линия для наплавки односторонних лап культиватора (конструкции АНИТИМа) при такте работы в 10 шт/с тре-

бует 5,4 м³/ч воды. Расход проточной воды нерационален, тем более при работе целого участка, где могут выполняться и операции термообработки. Здесь требуется обратное водоснабжение, что не только сократит расход воды, но и предохранит от засорения трубы охлаждения генератора и от отложения в них солей.

Рабочее место наплавки должно быть оснащено средством отсоса пылевой фракции шихты, которая больше всего выделяется при насыпке на деталь. При расположении наплавочного оборудования на одном месте легче организовать централизованную вытяжку и сбор пыли и не засорять ею вытяжную вентиляцию. Легче обеспечить централизованную приточно-вытяжную вентиляцию у рабочих мест и в целом помещении. На таких специализированных участках наплавки ТВЧ легче организовать эффективный надзор за эксплуатацией и ремонт генераторов, а также технологического оборудования и оснастки. На них целесообразно производить наплавку небольших партий или мелкие детали из других цехов. Такие работы могут использоваться и для дозагрузки оборудования наплавочного участка.

Качество наплавляемых деталей во многом зависит от качества шихты. Состав шихты определяется назначением наплавляемой детали, толщиной наплавляемого слоя. Гранулометрический состав влияет на количество флюса в шихте, срок хранения наплавочной шихты или флюса не должен превышать одних суток и т.д.

Выполнение всех этих требований во многом зависит от того, где располагается, в чьем ведении находится шихтоприготовление.

Практика показывает, что наиболее эффективна такая организация работ, когда все вопросы производства наплавленных деталей находятся компактно в одном месте, в одном ведении, так как в обработке компонентов и в использовании шихты требуется четкое соблюдение правил техники безопасности.

Участок приготовления наплавочной шихты необходимо размещать в отдельном помещении, недалеко от участка наплавки. Он должен иметь вытяжную вентиляцию, оснащенную системой фильтров, не допускающую выброс пыли в окружающую атмосферу. Необходимо стремиться исключать применение токсичных материалов для флюсов. Особую осторожность надо проявлять при работе с силикокальцием. Он должен храниться в отдельном помещении, которое не сообщается с другими помещениями, чтобы исключить проникновение пыли. Вытяжная вентиляция должна подводиться к печи, оборудованию (дробящему, размалывающему и смешивающему). В этом помещении, как и в отделении приготовления шихты, не должно быть посторонних людей, не должны храниться одежда, вода.

Смешивание флюса и твердого сплава должно производиться в шихтовом отделении, откуда приготовленная шихта в специальной герметичной таре доставляется к рабочим местам наплавки. На таре (обычно это фляги) должны быть указаны состав шихты и дата изготовления.

Крайне нежелательно смешивание флюсов и твердого сплава на наплавочном месте. Здесь часто плохо проводится перемешивание компонентов, нарушается процентное соотношение флюса и твердого сплава. Все это ухудшает качество наплавленного слоя. К тому же при этом образуется зна-

чительное количество металлической и флюсовой пыли, которой и без этого возникает немало при насыпке. Поэтому для нанесения шихты на наплавляемую поверхность надо применять герметизированные дозаторы, а гранулы флюса должны быть не более 0,1 мм в диаметре.

Размещение наплавочного участка, пролета и т.д. должно осуществляться в помещениях с большим объемом приточной вентиляции, которая согласовывается с расходом вытяжной. Так, одна, уже упоминающаяся линия наплавки односторонних лап при такте в 10 шт/с, потребляет охлаждающего воздуха 6000 м³/ч, который расходуется на отвод горячего воздуха, газов и пыли, образующихся в процессе наплавки. Конструкции вытяжных устройств должны обеспечить отсос вредных составляющих в атмосфере цеха от рабочих мест. Для этого требуется не только соответствующее направление потока воздуха, но и соответствующая скорость в зоне наплавляемой поверхности детали (не менее 0,2 м/с). Общие санитарно-технические условия должны соответствовать ГОСТ 12.4.021-75 «Системы вентиляционные. Общие требования».

В процессе наплавки возможны замыкания наплавляемой детали, проходящей через индуктор. Обычно это возникает при чрезмерной магнитности порошка. Гранулы твердого сплава, ссыпаясь с детали, притягиваются друг к другу и замыкают деталь с ветвью индуктора. Иногда замыкание происходит при большой термической деформации заготовки. При замыкании возможны вспышка и разбрасывание частиц металла, которые могут попасть в глаза. Поэтому наплавщик должен пользоваться защитными очками со светофильтрами. Это необходимо и для защиты глаз от яркого свечения расплавленной шихты.

Естественное и искусственное освещение на рабочих местах и участке наплавки должно удовлетворять требованиям «Строительных норм и правил» (часть 2, раздел «В», главы 5 и 6).

Наплавочное оборудование должно соответствовать требованиям ГОСТ 23.2.003-74 «Оборудование производственное. Общие требования безопасности», электрическое оборудование – требованиям безопасности ГОСТ 12.1.019-79 «Электробезопасность. Общие требования». Каждый наплавщик должен пройти обучение и иметь соответствующий допуск.

7.2 Экономическая эффективность индукционной наплавки рабочих органов сельскохозяйственных машин

В настоящее время индукционная наплавка находит применение не только в сельхозмашиностроении, но и в смежных отраслях, а также за рубежом (Украине, Молдавии, КНР и др.).

Кроме приведенных в первой главе результатов внедрения: технологий, полуавтоматических линий, установок и приспособлений индукционной наплавке сельхозорудий, осуществленных с 1986 по 1991 гг., также проводились научно-исследовательские работы по созданию новых способов индукционной наплавки шихты, флюсов, конструкций рабочих органов по обработке почвы и переработке продуктов растениеводства, которые были

внедрены на заводах и прошли испытания в полевых условиях с 2006 по 2012 гг.

Разработка технологических процессов и их внедрение за последние шесть лет осуществлялись на различных заводах и фермерских хозяйствах.

В НПО АНИТИМ проводились работы по внедрению упрочнения носовой части сварной стрелчатой лапы СЗС 2.1 (рис. 7.1)



Рисунок 7.1 – Индуктор, подключенный к ламповому генератору ВЧГ 3 160/0,066 для наплавки стрелчатых лап различных типоразмеров

Преимущество ламповых высокочастотных генераторов по сравнению с инверторными в том, что на них можно наплавлять однотипные детали с различными геометрическими размерами.

Важным аспектом технологического процесса индукционной наплавки является время контактирования наплавляемого сплава с основным металлом [34]. Для определения достижения начала температуры плавления наплавляемого сплава и выбора режимов наплавки были разработаны термоиндикаторы, регистрирующие начало достижения поверхностью детали этой температуры (рис. 7.2)

Термоиндикаторы могут регистрировать температуру в объёме нагревательного устройства, и также в процессе перемещения детали под индуктором.

Разработана технология упрочнения (электроискровое + индукционная наплавка) молотков кормодрибллок с использованием инвертора ЭЛИСТ 120 ПЗ (рис. 7.3).



Рисунок 7.2 – Термоиндикаторы, регистрирующие температуру поверхности детали при температурах 750 К и 1250 К (начала плавления флюса и наплавляемого сплава)



Рисунок 7.3 – Индуктор для индукционной наплавки молотков кормодрилоков, подключенный к высокочастотному генератору «ЭЛИСТ 120 ПЗ»

Разрабатывалась наплавочная шихта для стрелчатой лапы «АЛТАЙ» рисунок 7.4



Рисунок 7.4 – Стрелчатая лапа «АЛТАЙ», помещенная в индуктор с разными составами компонентов наплавочной шихты

Одновременная наплавка различных по составу шихт позволяет оценивать и сравнивать между собой наплавленные слои по структуре и механическим свойствам (рис. 7.5).

Таким образом, разработали состав шихты наплавленный слой, имеющий твердость по HRC больше на 5-8 единиц чем сплав ПГ-УС27.

Была разработана технология восстановления импортных стрелчатых лап, где плазмой вырезали хвостовик (рис. 7.6), к которому приваривали

крылья собственного производства. Стоимость таких стрелчатых лап снизилась до уровня отечественных (с 1700 до 800 руб. за единицу).

Доказательством эффективности



Рисунок 7.5– Наплавленная стрелчатая лапа «АЛТАЙ» с различными составами шихты промышленной технологии индукционной наплавки высоколегированных хромистых чугунов являются значительное повышение из года в год объемов производства наплавленных деталей, увеличение номенклатуры упрочняемых деталей, увеличение количества отраслей, применяющих эту технологию, и распространение ее в ряде зарубежных стран. В бывшем Минсельхозмаше, где эта технология была разработана и находит наибольшее применение для повышения долговечности деталей почвообрабатывающих машин и орудий, на ее долю приходится 25% всех упрочняемых в отрасли деталей, 1/3 их наименований и почти 80% ежегодной экономии металла [20].

Совершенство машины во многом характеризуется ее равностойкостью, которая достигается уравниванием сроков службы всех деталей и узлов.



а



б

Рисунок 7.6 – Плазматрон (а) и вырезанный хвостовик (б) у импортной стрелчатой лапы для последующей сварки его к крыльям и индукционной наплавки носовой части

Анализ расхода запасных частей (без наплавки), проведенный заводом «АСМ» при эксплуатации плугов, показал, что стоимость рабочих органов, расходуемых при выработке полного ресурса этой техники, больше ее стоимости [23].

Среди сельскохозяйственных орудий почвообрабатывающие рабочие органы имеют наиболее низкий коэффициент равностойкости. Так, по данным ГОСНИТИ, для пятикорпусного прицепного плуга он составляет 0,433. Основная причина – низкая износостойкость не наплавленных лемехов, отвалов, полевых досок. При применении в тех же условиях наплавленных лемехов коэффициент повышается на 18,5%, достигая 0,510 [19, 20, 21].

Абразивный износ рабочих органов приводит к изменению их геометрических размеров и, соответственно, увеличению тягового сопротивления и к ухудшению агротехнических показателей. Многократно производимые замены деталей рабочих органов приводят к большим потерям времени пахотных агрегатов в напряженные периоды сельскохозяйственных работ. Уменьшение объема ремонтных работ при использовании только упрочненных лемехов повышает коэффициент стабильности регулировок на этих плугах до 64% [205].

Результаты эксплуатации показали, что применение наплавленных деталей при наработке полного ресурса плугов снижает затраты на эти детали по сравнению с не наплавленными со 110-130 до 34-53% стоимости плуга [20, 23].

Комплектование наплавленными лемехами, отвалами и полевыми досками увеличило стоимость плугов на 50 руб. (по ценам 1988 г.), что компенсирует заводу затраты на упрочнение рабочих органов. А увеличение минимум вдвое износостойкости этих деталей равноценно дополнительному комплекту стоимостью 1524 руб. Эта сумма – часть той, которая экономится у потребителя.

Не наплавленные лемехи в период пахоты приходится ремонтировать оттяжкой 5-7 раз. Увеличение ресурса лемехов в 2-3 раза за счет наплавки привело к тому, что их практически перестали оттягивать.

Экономия, получаемая от ликвидации таких ремонтов, составит:

- $\text{Срем} = (\text{Вг}/\text{Врем} - \text{Вг}/\text{Ввыб})\text{ℓрем}$,
- где Вг – годовая выработка агрегата;
- Врем – наработка рабочего органа до ремонта;
- Ввыб – наработка рабочего органа до выбраковки;
- ℓрем – стоимость одного ремонта рабочего органа.

Сюда необходимо добавить экономию от сокращения расхода горючего, которая образуется от снижения тягового сопротивления при использовании наплавленных режущих деталей, самозатачивающихся в процессе работы [20, 21, 23].

Индукционная наплавка дает значительную экономию металлопроката. Так, норма расхода металлопроката на один лемех П-01021А составляет 5,7 кг. Наплавка 170 г твердого сплава увеличивает его работоспособность в два раза, то есть экономится металлопрокат одного лемеха. То же самое по другим деталям. Так, норма расхода у полевой доски П-01565 составляет

3,14 кг, наплавляется 100 г; отвала П-01560 – соответственно, 16,185 кг и 200 г [23].

Индукционная наплавка обеспечивала ежегодную экономию 150 тыс. т металлопроката только по заводам Сельхозмаша.

Расход металлопроката на изготовление быстроизнашиваемых деталей сельхозмашин мог быть меньше, если бы они изготавливались из легированных или специальных сталей. По причине их отсутствия изготавливаются в основном из обыкновенного качества сталей и наплавкой восполняется ресурс таких деталей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные в работе исследования позволили сделать теоретические обобщения и решить важные для народного хозяйства страны научно-технические проблемы. Разработать технологии упрочнения рабочих органов сельскохозяйственных машин износостойкими покрытиями, в которых в процессе наплавки не изменяются изначально заложенные конструктивно эксплуатационные свойства.

Для решения этой проблемы проведен комплекс теоретических и экспериментальных исследований, который позволил разработать оригинальные методики получения однородной структуры при индукционной наплавки высоколегированных хромистых заэвтектических чугунов на углеродистые и низколегированные стали.

Основой методологии является разработка возможности управления фазовым составом, структурой и механическими свойствами в наплавленных слоях в высоколегированных хромистых доэвтектических чугунах в процессе индукционной наплавки на углеродистые и низколегированные стали, выявленные закономерности и установленные взаимосвязи между параметрами износостойкого слоя позволили сделать научные обобщения с единой научно-технической позицией.

Теоретический анализ взаимодействия «фаза – структура – свойство» упрочняемых материалов создало условия для разработки модели образования однородной структуры в наплавленном слое в высоколегированных хромистых заэвтектических чугунах в процессе индукционной наплавки на углеродистые и низколегированные стали.

На основании разработанной методологии предложены способы упрочнения конструкции рабочих органов сельскохозяйственных машин, новые сварочные (наплавочные) материалы, технологические процессы, обеспечивающие выполнение агротехнических мероприятий рабочих органов сельскохозяйственных машин в течение всего периода обработки почвы, а также переработки продуктов растениеводства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Повышение износостойкости строительных машин / А.К. Рейш. – М.: Машиностроение, 1986. – 181 с.
2. Отливки из белых износостойких чугунов / М.Е. Гарбер. – М.: Машиностроение, 1972. – 110 с.
3. Сварочное производство (Введение в специальность) : монография / М.В. Радченко, В.Г. Радченко. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2010. – 215 с.
4. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин / В.Н. Ткачев. – М.: Машиностроение, 1971. – 5 с.
5. Наплавочные материалы, выпускаемые Торезким заводом наплавочных твердых сплавов. – Донецк: Облитпрофиздат, 1984. – 182 с.
5. Каталог. – Киев; М., 1979. – 609 с.
6. Износостойкие сплавы/ Е.И. Марукович, М.И. Карпенко. – М.: Машиностроение, 2005. – 428 с.
7. Основы производства твердых сплавов / В.С. Раковский, Г.В. Самсонов, И.И. Ольхов. – М.: Машиностроение, 1974. – 9 с.
9. Sandt A. Ni, Cr, B, Si Schichten-Verhalten bei Reibungund Verschleib / A. Sandt, J. Krey // Maschinen-markt, Wursburg. – 91(1985)6. – 80-83.
8. Drzeniec H. Eigenschaften verschleibfester Auftragsch weibungen mit Fulldrahtelektroden aus Fe, Cr, C – Legierunden / H. Drzeniec, E. Lug-scheider // Jhermisches Spritzen (Internationale Konferenz, 10). – Essen, 1983. – 32-36.
9. Berns H. Enwicklund von Fe-Cr-C-B-legierungen fur die auftrag-schweissing mit fullrahten / H. Berns, A. Fischer // Reib und Verschleiss metal und metal. Werkst.– Oberursel, 1986. – 309-321.
10. Данильченко, П.В. Износостойкий наплавленный металл системы C-Cr-Fe / П.В. Данильченко // Сварочное производство. – 1992. – № 1. – С. 22-23.
11. Zhi-ping S. Forecasting of harden ability of high chromium cast iron Fe-C-Cr by means of empirical electronic theory / S. Zhi-ping, S. Bao-luo, W. Jim, L. Hao-huai, Y.Hong-shan // Sichuan daxue xuebau. Gongcheng kexue ban=J. Sichuan Univ. Eng. Sci. Ed. – 2004, – Vol. 36. No. 6. – P. 70-73.
12. Soner B. Microstructural properties of M7C3 eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy / B. Soner // Mater. Lett. – 2006. – Vol. 60. – No. 5. – P. 605-608.
13. Ткачев, В.Н. Образование зоны сплавления при индукционной наплавке твердых сплавов / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн // Автоматическая сварка. – 1968. – № 9. – С. 31-35.
14. Ткачев, В.Н. Химическая неоднородность при индукционной наплавке твердых сплавов / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн, Л.В. Офицеров // Автоматическая сварка. – 1971. – № 11. – С. 36-38.
15. Ткачев, В.Н. Некоторые факторы, определяющие структуру и износостойкость при индукционной наплавке / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн // Автоматическая сварка. – 1964. – № 11. – С. 57-64.
16. Ткачев, В.Н. Особенности структуры при индукционной наплавке / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн // Индукционная наплавка износостой-

ких сплавов: сб. ст. под ред. В.Н. Ткачева ОПТИ. – Ростов-на-Дону, 1963. – С. 41-55.

17. *Иванайский, В.В.* Физико-химические и технологические основы управления структурой и свойствами защитного износостойкого покрытия на рабочих органах сельхозмашин : монография / В.В. Иванайский. – Барнаул: Изд-во АГАУ, 2010. – 187 с.

18. MaBo-jianq. Наплавка сплава Ni-Cr на сталь 45 в вакууме при индукционном нагреве / MaBo-jianq, ZhaoChenq, HouJun-yinq // HeatTreat. Metals. – 2006.–31, № 7.– С. 43-46.

19. ZhanqXinzi. Микроструктура и свойства защитного покрытия из Ni60, изготавливаемого путем индукционной наплавки / Zhanq Xinzi, Yan Ftnqyun, Hao Yuan, и др. // Spec. Cast. and Njnferrous Allous. – 2008.– 28. – № 11. – С. 834-836.

20. *Тененбаум, М.М.* Износостойкость и долговечность сельскохозяйственных машин / М.М. Тененбаум, С.Н. Шамшетов. – М.: Машиностроение, 1971. – 264 с.

21. *Боль, А.А.* Индукционная наплавка, технология, материалы, оборудование / А.А. Боль, В.В. Иванайский, С.П. Лесков, В.П. Тимошенко; под общ. ред. А.А. Боля. – Барнаул: Изд-во Алтайского краевого научно-технического общества машиностроителей, 1991. – 147 с.

22. *Ишков, А.В., Иванайский В.В., Кривочуров Н.Т., Мишустин Н.М., Шайхудинов А.С.* Получение износостойких и защитных покрытий на рабочих поверхностях почвообрабатывающих органов сельхозтехники: современное состояние и перспективы направления исследований. Обзор / А.Д. Алмазова, Е.А. Бадмаева, С.Н. Бережко и др. // Научные исследования, информация, анализ, прогноз: монография. – Кн.35. – Гл. X. / Общ. ред. О.И. Кирикова. – Воронеж: Изд-во ВГПУ, 2011. – С. 156-176.

23. *Иванов, Г.П.* Технология электроискрового упрочнения инструментов и деталей машин / Г.П. Иванов. – М.: Машгиздат, 1957. – 188 с.

24. *Рябцов И.А.* Индукционная наплавка / И.А. Рубцов // Сварщик. – 2000. – №5. – С. 13-15.

25. *Ниловский, И.А.* Упрочнение полевых досок и плугов / И.А. Ниловский, В.А. Суворов, А.А. Боль // Тракторы и сельхозмашины. – 1971. – № 4. – С. 42-43.

26. *Рабинович, А.Ш.* Самозатачивающие плужные лемехи / А.Ш. Рабинович. – М.: ГОСНИТИ, 1962. – 180 с.

27. *Сущенко, А.П.* Самозатачивающие плужные лемехи и другие почворежущие детали / А.П. Сущенко // Сварочное производство. – 1960. – № 3. – С. 25-26.

28. *Иванайский, В.В.* Исследование влияния на TiCN1 на микротвердость твердого сплава / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, А.С. Шайхудинов // Перспективы развития наноиндустрии Алтая. Материалы первой региональной научно-практической конференции. – Бийск: ФГПУ ПФНС. Алтай, – 2009. – С. 44-45.

29. *Ишков, А.В.* Влияние технологических факторов на износ поверхностно-упрочненных стрелчатых лап / А.В. Ишков, Н.Т. Кривочуров, Н.М. Мишустин, В.В. Иванайский, А.А. Максимов // Вестник АГАУ. – 2010. – №10. – С. 93-96.

30. *Кулишенко, Б.А.* Наплавка металлов / Б.А. Кулишенко, Г.Н. Кочева, В.П. Ильин, С.Л. Милинченко: справочник. – М.: Машиностроение, 1964. – 182 с.

31. А.с. 666640 СССР, МПК В 23 К 13/01. Способ наплавки твердого сплава /М.С. Смовт, В.А. Кислик, В.Н. Ткачев и др. (СССР) – № 306166/325-23; заявл. 14.04.59; опубл. 10.0163, Бюл. № 8. – с.2.
32. Ткачев, В.Н. Индукционная наплавка твердых сплавов / В.Н. Ткачев и др. – М.: Машиностроение, 1970. – 183 с.
33. Тимошенко, В.П. Разработка технологии индукционной наплавки с регулируемым тепловложением: автореф. дис. на соиск. уч. ст. канд. техн. наук / В.П. Тимошенко. – Барнаул, 1989. – 12 с.
34. Боль, А.А. Регулирование режима работы высококачественного генератора при индукционной наплавке / А.А. Боль. – М.: ЦНИИТЭ-Итракторосельхозмаш, 1984. ВЖП 1. – С. 13-21.
35. Боль, А.А. Оптимизация процесса индукционной наплавки / А.А. Боль, В.Н. Коваль, В.П. Тимошенко и др. // Известия СО АН СССР. Сер. Тех. науки. – 1985. – № 10. – Вып. 2. – С. 86-82.
36. Боль, А.А. Повышение качества индукционной наплавки путем оптимизации автоматизации нагрева / А.А. Боль, В.П. Тимошенко, В.Н. Коваль // Изв. СО АН СССР. Сер. Техн. науки. – 1987. – Вып. 1. – С. 86-90.
37. Теория металлургических процессов / Под ред. Д.И. Рыжонкова. – М., 1989. – 392 с.
38. Моделирование структуры, свойств и процессов межфазного взаимодействия в системе металл-оксидный расплав-газ. / Под ред. Л.И. Леонтьева. – Екатеринбург: УрО РАН, 2010. – 45 с.
39. Ерохин, А.А. Основы сварки плавлением / А.А. Ерохин. – М.: Машиностроение. – 1973. – 418 с.
40. Бороненков, В.Н. Математическая модель процессов взаимодействия многокомпонентных систем металла и шлака при электрошлаковом переплаве / В.Н. Бороненков, С.М. Шанчуров; Урал. Политех. ин-т. – Свердловск, 1979. – Деп. в «Черметинформации», 1979. – № 700. – 38 с.
41. Шанчуров, С.М. О математическом моделировании химических процессов при электрошлаковом переплаве / С.М. Шанчуров, В.Н. Бороненков // Восьмая Всесоюз. конф. по физ.-хим. основам производства стали: тезисы докладов. Ч. 1. – М., 1977. – С. 81-82.
42. Математическое моделирование процессов взаимодействия металла и шлака при электрошлаковом переплаве легированной стали / [В.Н. Бороненков и др.] // Физико-химические исследования металлургических процессов. – Свердловск, 1981. – Вып. 9. – С. 104-111.
43. Прогнозирование состава слитков электрошлакового переплава методом математического моделирования / В.Н. Бороненков и др. // Специальная электрометаллургия. – 1987. – Вып. 63. – С. 13-19.
44. Шанчуров, С.М. К вопросу об оценке химической неоднородности металла при электрошлаковом переплаве / С.М. Шанчуров, В.Н. Бороненков // Специальная электрометаллургия. – 1979. – № 41. – С. 41-50.
45. Boronenkov V.N. Mathematical model of prediction of electroslag ingot composition / V.N. Boronenkov, S.M. Shanchurov, N.I. Zalomov // The 10th Inter. Conf. on Vacuum Metallurgy. – Beijing, China, 1990. – P. 62-63.

46. *Шанчуров, С.М.* Математическая модель прогноза состава слитков электрошлакового переплава / С.М. Шанчуров, Н.И. Заломов, В.Н. Бороненков // Проблемы специальной электрометаллургии. – 1991. – № 1. – С. 26-33.
47. *Шанчуров, С.М.* Поведение серы и кислорода при электрошлаковом переплаве электродов с окалиной / С.М. Шанчуров, В.Н. Бороненков, С.П. Бакуменко // Передовой опыт: Ежемесячный производственно-технический сборник. – 1990. – № 5. – С. 38-41.
48. *Бороненков, В.Н.* Математическая модель кинетики химических процессов при электрошлаковой сварке стали / В.Н. Бороненков, С.М. Шанчуров // Автоматическая сварка. – 1985. – № 6. – С. 22-27.
49. *Шанчуров, С.М.* Прогнозирование состава металла шва при электрошлаковой сварке колонн прессов / С.М. Шанчуров, В.Н. Бороненков, В.В. Яковлев // Теория и практика сварочного производства. – Свердловск, 1986. – С. 9-14.
50. *Иванайский, В.В.* Тепловая модель индукционной наплавки / В.В. Иванайский, С.М. Шанчуров, А.В. Ишков и др. // Алдамджаровские чтения: материалы междунар. научн.-практ. конф. – Костанай: Изд-во КСТУ им. акад. З. Алдамжар, 2011. – С. 105-109.
51. *Шанчуров, С.М.* Математическая модель химических процессов при электрошлаковом литье / С.М. Шанчуров, В.Н. Бороненков, А.Г. Янишевская // Физико-химические основы металлургических процессов: научные сообщ. Десятой Всесоюз. конф. Ч. 3. – М., 1991. – С. 194-195.
52. *Попель, С.И.* Теория металлургических процессов / С.И. Попель, А.И. Сотников, В.Н. Бороненков. – М.: Наука, 1986. – 463 с.
53. *Бороненков, В.Н.* Кинетика взаимодействия многокомпонентного металла со шлаком в диффузионном режиме / В.Н. Бороненков, С.М. Шанчуров, М.И. Зиниград // Изв. АН СССР. Металлы. – 1979. – № 6. – С. 21-27.
54. *Бороненков, В.Н.* Кинетика совместного протекания ряда гетерогенных реакций с общими реагентами / В.Н. Бороненков, О. А. Есин // ЖФХ. – 1970. – № 8. – С. 2022-2027.
55. *Саламатов, А.М.* Математическая модель процессов взаимодействия металла и шлака при дуговой сварке под флюсом: дис. ... канд. техн. наук. – Свердловск: УПИ, 1982. – 199 с.
56. *Бороненков, В.Н.* Прогнозирование химического состава металла шва при дуговой сварке методом математического моделирования процессов взаимодействия металла, шлака и газа / В.Н. Бороненков, А.М. Саламатов; Урал. политех. ин-т. – Свердловск, 1982. – 50 с. – Деп. в «Черметинформации». – 1983. № 1591.
57. *Бороненков, В.Н.* Кинетический анализ процессов совместного окисления примесей металла шлаком / В.Н. Бороненков, С.М. Шанчуров, М.И. Зиниград // Современные проблемы электрометаллургии стали: тр. III Всесоюз. науч. конф. Вып. 206. – Челябинск, 1978. – С. 83-89.
58. *Заломов, Н.И.* Разработка математической модели прогноза состава металла при электрошлаковом переплаве и сварке: дис. ... канд. техн. наук. – Свердловск: УПИ, 1988. – 233 с.

59. I. Sosnovsky, Y. Gafo, I. Kashitsyn, A. Sosnovsky «Control and stabilization of technological modes of powder materials centrifugal induction sintering on cylindrical parts internal surface». Euro PM 2007 Powder Metallurgy Congress 8 Exhibition 14-17 october 2007, Toulouse, France, Proceeding, V. 2, – P. 117-119.
60. Гафо, Ю.Н. Определение термических параметров центробежного индукционного припекания порошковых покрытий / Ю.Н. Гафо, И.А. Сосновский // Порошковая металлургия. – 2009. – № 1/2. – С. 134-143.
61. Yu.N. Gafo, I.A. Sosnovskij. Thermal parameters for centrifugal induction sintering of powder coatings // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 48, Numbers 1-2, Springer NewYork, New York. 2009 – p. 105-111.
62. Резинов. В.Г. Об одной модели ТВЧ-нагрева многослойных материалов / В.Г. Резинов, В.В. Иванайский, С.Д. Дмитриев, А.В. Ишков // Известие АГУ. – 2011. – № 2/1. – С. 164-168.
63. Немков, В.С. Теория и расчет устройств индукционного нагрева / В.С. Немков, В.Б. Демидович. – Л.: Энергоиздат; Ленинградское отд-ние, 1988. – 375 с.
64. Бабат, Г.И. Индукционный нагрев металлов / Г.И. Бабат. – М.- Л.: Энергия, 1965. – 352 с.
65. Слухоцкий, А.Е. Индукторы / А.Е. Слухоцкий. – 5-е изд. Библ. высокочастотника-термиста. – Л.: Машиностроение, 1989. – Вып. 12. – 68. Установки индукционного нагрева / Под ред. А.Е. Слухоцкого. – Л.: Энергия, 1981. – 325 с.
66. Шамов, А.Н. Проектирование и эксплуатация высокочастотных установок / А.Н. Шамов, В.А. Бодажков. – Л.: Машиностроение, 1974. – 280 с.
67. Карташов, Э.М. Аналитические методы в теории теплопроводности твердых тел: учеб. пособие / Э.М. Карташов. – 2-е изд. – М.: Высшая школа, 1985. – 155 с.
68. Тимошенко, В.П. Измерение тока индуктора при индукционной наплавке / В.П. Тимошенко, В.В. Иванайский, О.И. Хомутов // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1/1. – С. 91-95.
69. Балаганский, А.Ю. Моделирование процесса индукционной наплавки деталей переменного сечения / А.Ю. Балаганский, В.В. Иванайский // Сварочное производство. – 2010. – № 4. – С. 18-22.
70. Мишустин, Н.М. Износостойкие боридные покрытия, полученные на конструкционных и легированных сталях с использованием ТВЧ-нагрева : автореф. дис. канд./ Н.М. Мишустин. – Барнаул: АГАУ, 2012. – 18 с.
71. Лапы и стойки культиваторов. Общие технические требования / Ост 23.2.164-87. – 41 с.
72. Петроченко, Е.В. Влияние легирования бором на повышение качества и стойкость инструмента из хромистого чугуна, работающего в условиях абразивного изнашивания / Е.В. Петроченко, А.Н. Емелюсин//Материаловедение и термическая обработка металлов. –2004. –№10. – С. 101-103.
73. Воинов, Б.А. Износостойкие сплавы и покрытия / Б.А. Воинов. – М.: Машиностроение, 1980. – 120 с.

74. Колокольцев, В.М. Структура и износостойкость хромованадиевых чугунов / В.М. Колокольцев, Е.В. Петрович, П.А. Молочкова // Известия вузов. Черная металлургия. – 2004. – № 7. – С. 25-28.
75. Orfmann R. Werkstoffe zum Verschleibschutz Legierungsgruppen, Eigenschaften, bevorzugte Anwendung „DVS-Ber“ [Текст]. 1986. – 210-213.
76. Drzeniek H. Optimization of wear resistant iron-silicon-carbon hard surfacing alloys / H. Drzeniek, E. Lugscheider // Advances in thermal spraying, September, 8-12. – 1986. – 651-659.
77. Гринберг, Н.А. Исследование и разработка наплавочных сплавов для условий абразивного изнашивания и технология их наплавки [Текст]: автореф. дис. на соиск. докт. техн. наук / Н.А. Гринберг. – М., 1981. – 16 с.
78. Рожкова, Е.В. Влияние металлической основы на износостойкость хромистых чугунов / Е.В. Рожкова, О.М. Романов, Л.Я. Козлов, Л.М. Романов // МИТОМ. – 1986. – № 6. – С. 30-34.
79. Котески, Д.И. Сопротивление наплавочных сплавов железа абразивному изнашиванию / Д.И. Котески, И.С. Очвоги // Сварщик. – 2005. – № 5. – С. 29-33.
80. Zhi-ping C. Предсказание способности к упрочнению высокохромистого чугуна Fe-C-Cr с помощью электрической электронной теории / C. Zhi-ping, C. Baoluo, W. Jim, Z. Hao-huai, J. Hong-chanll, Sichuandaxuehexuebao. CongchengRexueban – J. Sichuan Univ. Eng. SciEg. – 2004. – № 36. – С. 70-33.
81. Методические указания по подбору износостойких материалов для деталей сельскохозяйственных машин / М.М. Тененбаум, А.Н. Розенбаум. РМО 11-67. – М.: ВИСХОМ, 1968. – 124 с.
82. Ткачев, В.Н. Износостойкий сплав с пониженной температурой плавления / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн, А.А. Боль и др. // Тракторы и сельхозмашины. – 1972. – № 3. – С. 32-33.
83. Гринберг, Н.А. Химическая и структурная неоднородность и механические свойства износостойких легированных наплавов / Н.А. Гринберг, Н.Я. Дзыкович, М.Р. Николаенко // Сварочное производство. – 1974. – № 3. – С. 7-9.
84. Мазок, В.М. Абразивная и ударно-абразивная стойкость сплавов Fe-C-Cr-B / В.М. Мазок, В.А. Гавриш, Г.Н. Гордань, Ю.В. Хохлов // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочный металл. – Киев: Наукова думка, 1977 – С. 37-71.
85. Лившиц, Л.С. Основы легирования наплавленного металла / Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, З.Г. Куркумели. – М.: Машиностроение, 1969. – 158 с.
86. Готальский, Ю.Н. К вопросу о взаимодействии между шлаком и металлом при электрошлаковой сварке / Ю.Н. Готальский // Автоматическая сварка. – 1954. – № 5. – С. 38-43.
87. Рябцев, И.А. Индукционная наплавка / И.А. Рябцев // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2005. – №11. – С. 37-40.
88. А. с. 265690 СССР, МПК В 22 D 19/00. Флюс для наплавки твердых сплавов // И.В. Липтуга и др. (СССР) – № 1278622/25-27; заявл. 28.10.68; опубл. 09.03.70, Бюл. № 10. – 1 с.
89. А. с. 525517 СССР, МПК В 22 D 19/00, В22 D 13/00. Флюс для наплавки твердых сплавов / В.Н. Ткачев и др. (СССР). – № 1871132/25-27; заявл. 15.01.71; опубл. 25.08.76, Бюл. № 3. – 2 с.

90. *Якобошвили, С.Б.* Поверхностные свойства сварочных флюсов и шлаков / С.Б. Якобошвили. – Киев: Техника, 1970. – 209 с.
91. Окончание флюс
92. Edalati K. Nili-Ahmadabadi M. Influence of SiC and FeSi addition on the bcharacteristics of gray cast iron melts poured at different temperatures / K. Edalati, F. Akhlaghi // J.Mater. Process / Technol. – 2005. – Vol. 160. – No. 2. – P. 183-187.
93. А. с. 504619 СССР, МКИВ 22 d 10/08. Состав для износостойкой наплавки // В.Д. Власенко и др. (СССР). – № 20573591135-37; заявл. 03.09.74; опубл. 28.02.75, Бюл. № 46. – 2 с.
94. *Личевский, Е.В.* Техника металлургического эксперимента / Е.В. Личевский. – М.: Металлургия, 1979. – 256 с.
95. *Локишин, Б.Я.* Технология эмалированных металлических изделий / Б.Я. Локшин. – Ростов-на-Дону, 1965. – 453 с.
96. *Опарин, Л.И.* Влияние оксидов на поверхностное натяжение и вязкость расплавленной буре / Л.И. Опарин, С.Б. Якобошвили. – Киев: Наукова думка, 1968. – С. 324-327.
97. *Корольков, А.М.* Литейные свойства металлов и сплавов / А.М. Корольков. – М.: Наука, 1967. – С. 66-81.
98. А. с. 538866 СССР. МКИ В 22 d 21/04. Состав для износостойкой наплавки [Текст] / В.Д. Власенко и др.(СССР) – № 21658411125-27; заявл. 14.08.75; опубл. 15.12.76, Бюл. № 46. – 2 с.
99. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / Под общ. ред. В.А. Волосатова. – Л.: Машиностроение; Ленинградское отделение, 2001. – 719 с.
100. *Походня, И.К.* Кинетика образования промежуточного слоя между металлами шва и шлаковой коркой / И.К. Походня, Л.И. Демченко, И.Р. Явдошин и др. // Автоматическая сварка. – 1950. – № 2. – С. 1-4.
101. *Рыбкин, Д.М.* Об отделимости шлаковой корки / Д.М. Рыбкин // Автоматическая сварка. – 1950. – № 3. – С. 10-17.
102. *Лакадемонский, А.В.* Биметаллические отливки / А.В. Лакадемонский. – М.: Машиностроение, 1964. – 180 с.
103. *Лашко, Н.Ф.* Контактные металлургические процессы при индукционном нагреве / Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко. – М.: Металлургия, 1977. – 192 с.
104. *Лашко, Н.Ф.* Вопросы теории и технологии пайки: справочник / Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко. – Саратов: Саратовский унив., 1974. – 248 с.
105. *Иванайский, В.В.* Упрочнение деталей сельхозмашин и тракторов методом индукционной наплавки. Обзор / В.В. Иванайский, Р.К. Ахмедзянов. – М.: ЦНИИТЭИтракторосельхозмаш, 1989. – С. 44 (Сер. 3. Технология и автоматизация производства. Вып. 6).
106. *Больш, А.А.* Методика определения химического состава флюса для индукционной наплавки / А.А. Больш, В.В. Иванайский, С.П. Лесков // Экспресс-информация. – М: ЦНИТЭИтракторосельхозмаш, 1988. – С. 7-10.
107. *Бычковский, Р.В.* Контактные датчики температуры / Р.В. Бычковский. – М.: Металлургия, 1978. – 238 с.

108. Гордов, А.Н. Основы пирометрии / А.Н. Гордов. – М.: Металлургия, 1976. – 446 с.
109. Иванайский, В.В. Контроль температуры плавления многокомпонентной шихты при индукционной наплавке / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, Е.А. Иванайский // Сварочное производство. – 2007. – № 9. – С. 11-12.
110. Кривочуров, Н.Т. Способы контроля тепловложения при индукционной наплавке / Н.Т. Кривочуров, В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, Е.А. Иванайский, В.Я. Деризин // Вестник АГАУ. – 2007. – № 3 (29). – С. 61-62.
111. Кривочуров, Н.Т. Анализ методов упрочнения рабочих органов / Н.Т. Кривочуров, В.В. Иванайский, М.Г. Желтунов // Тракторы и сельхозмашины. – 2009. – № 9. – С. 41-43.
112. А.с. 1603268. Способ определения температуры плавления порошковой смеси. / С.В. Дедков, В.В. Иванайский, Р.К. Ахмедзянов, М.А. Нейман (СССР) – № 4323423/29-95; заявл. 30.10.87; опубл. 30.10.90, Бюл. № 40. – 2 с. : 2 ил.
113. Кулаков, М.В. Технологические измерения и приборы для химических производств / М.В. Кулаков. – 3 изд. – М.: Приборостроение, 1983. – С. 38-85.
114. Промышленные приборы и средства автоматизации: справочник / Под ред. В.В. Черенкова. – М.: Приборостроение, 1987. – С. 27-46.
115. Абрамович, Б.Г. Цветовые индикаторы температуры / Б.Г. Абрамович, В.Ф. Картавец. – М.: Энергия, 1978. – С. 101-105, 113-114.
116. Абрамович, Б.Г. Цветовые индикаторы температуры / Б.Г. Абрамович, В.Ф. Картавец. – М.: Энергия, 1978. – С. 101-105, 113-114.
117. Коидзуми, М. Химия синтеза сжиганием / М. Коидзуми; пер. с япон. – М.: Мир, 1988. – С. 44-51.
118. Селиверстов, К.В. Об альтернативном способе измерения температуры СВЧ – термоиндикаторами / К.В. Селиверстов, А.В. Ишков, В.В. Иванайский // Измерение, контроль «ИХИ – 2010»: матер. XI Междунар. науч. техн. конф. – Барнаул: АлтГТУ, 2010. – С. 69-71.
119. Иванайский, В.В. Контроль температуры плавления многокомпонентной шихты при индукционной наплавке / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, Е.А. Иванайский // Сварочное производство. – 2007. – № 9. – С. 11-12.
120. А.с. 664050 СССР. Способ крепления термодатчика при измерении температуры гранулированного продукта / М.Н. Устинов. – 2552572/18-10; заявл. 08.12.77; опубл. 25.05.79, Бюл. № 69.
121. А. с. 1403760. СССР, МПК G 01 K11/06 Состав термоиндикатора плавления / А.А. Боль, В.В. Иванайский, В.В. Тельпиш, А.М. Царегородцев. – № 4112069/30-10.
122. А. с. 1520996 СССР, МКИ G 01K 11/06 Состав для термоиндикатора / В.Я. Тельпиш, А.А. Боль, В.В. Иванайский (СССР) – № 4388211/ 24-10.
123. А. с. 1427716 СССР, МКП B23K 13/00, 13/02. Способ контроля плавления металла / А.А. Боль, В.В. Иванайский В.В. Тельпиш (СССР). – № 4110257/30-27.
124. Пат.2327123 РФ. МПК G01K 11/06 Состав для термоиндикации / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, А.А. Иванайский, заявл. 04.10.2006. заявитель и патен-

тообладатель ФГОУ ВПО АГАУ. – № 2006135170/28 ; опубл. 20.06.2008. Бюл. № 17. – 3 с

125. *Боль, А.А.* Оптимизация процесса индукционной наплавки / А.А. Боль, В.Н. Коваль, В.П. Тимошенко и др. // Изв. СО АН СССР. Сер. Тех. науки. – 1985. – № 10. – Вып. 2. – С. 86-82.

126. *Боль, А.А.* Повышение качества индукционной наплавки путем оптимизации автоматизации нагрева / А.А. Боль, В.П. Тимошенко, В.Н. Коваль // Изв. СО АН СССР. Сер. Техн. науки. – 1987. – Вып. 1. – С. 86-90.

127. *Гулька, Ч.В.* Влияние режимов индукционной наплавки на структуру и свойства наплавленного металла / Ч.В. Гулька, О.Н. Шаблий, А.С. Письменный // Автоматическая сварка. – 2009. – № 10. – С. 19-21.

128. *Иванайский, В.В.* Индукционная наплавка твердых сплавов на частоте 880 кГц / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, М.Г. Желтунов, А.В. Коваль // Технология машиностроения. – 2009. – № 5. – С. 22-23.

129. *Иванайский, В.В.* Формирование износостойкого слоя технологическими способами при наплавке / В.В. Иванайский // Сварка. Специальные методы сварки: матер. VII Междунар. науч.-практ. конф. – Екатеринбург, 2010. – С. 71-76.

130. *Иванайский, В.В.* Совместная индукционно-дуговая наплавка рабочих органов сельхозмашин / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, А.С. Шайхудинов, А.В. Ишков // Ползуновский альманах: матер. XI Междунар. науч.-практ. конф. «Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штамповочного производств. – Барнаул, 2010. – № 1. – С. 33-39.

131. *Чалмерс, Б.* Теория затвердевания / Б. Чалмерс. – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.

132. *Хворинов, Н.* Затвердевание отливок / Н. Хворинов // Сб. статей. – М.: Иностранная литература, 1955. – 140 с.

133. *Радл, Р.Ц.* Затвердевание отливок / Р.Ц. Радл. – М.: Машиздат, 1960. – 391 с.

134. *Бунин, К.П.* Строение чугуна. Серия Успехи современного металловедения / К.П. Бунин, Ю.Н. Таран. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.

135. Оно А. Затвердевание металлов / А. Оно. – М.: Металлургия, 1980. – 152 с.

136. *Флемингс, М.* Процессы затвердевания / М. Флемингс: пер. с англ.; под ред. А.А. Жукова и Б.В. Рабиновича. – М.: Мир, 1977. – 378 с.

137. *Бунин, К.П.* Основы металлографии чугуна / К.П. Бунин, Я.Н. Малиночка, Ю.Н. Палан. – М.: Металлургия, 1969. – С. 74-85.

138. *Чугун, Ю.* Справочник / Ю. Чугун; под ред. А.Д. Шерма, А.А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 575 с.

139. *Гиршович, Н.Г.* Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н.Г. Гиршович. – М.: Машиностроение, 1966. – С. 151-177.

140. *Беляев, В.И.* Обоснование влияния тягового сопротивления на параметры износа стрелчатых рабочих органов / В.И. Беляев, Н.Т. Кривочуров, В.В. Иванайский, А.С. Шайхудинов, Ю.С. Зыга // Вестник АГАУ. – 2009. – № 10. – С. 92-95.

141. *Шайхудинов, А.С.* Повышение стабильности работы стрелчатых лап (на примере сеялки СЗС-2,1) автореф. дис. канд. / А.С. Шайхудинов. – Барнаул: АГАУ, 2009. – 19 с.

142. *Беляев, В.И.* Влияние параметров износа рабочих органов сеялки культиватора на качество посева и урожайность яровой пшеницы. В.И. Беляев // Вестник АГАУ. – 2009. – № 7(57). – С. 50-53.

143. Пат. 2397849 Российская Федерация, МПК В23К 13/01, А01 В 35/20, А01В 15/04. Способ изготовления почвообрабатывающей лапы (варианты) / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, А.С. Шайхудинов, А.П. Балаганский, М.В. Бедарев; патентообладатель Иванайский В.В. – № 2009110566/02 ; заявл. 23.03.2009; опубл. 27.08.2010, Бюл. № 24. – 10 с. : ил. 7.

144. *Иванайский, В.В.* Технология восстановления стрелчатых лап зарубежного производства / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, А.С. Шайхудинов, М.В. Бедарев // Тракторы и сельхозмашины. – 2010. – № 7. – С. 41-43.

145. Пат. 23833109 Российская Федерация: МПК Н05В 6/36, В23К 13/01 Индуктор для наплавки и закалки деталей [Текст]/ А.Ю. Балаганский, В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, М.В. Бедарев; патентообладатель Балаганский А.Ю. – № 2009108626/09 ; заявл. 10.03.2009; опубл. 27.02.2010, Бюл. № 6. – 5 с. ил. 2.

146. *Ткачев, В.Н.* Износостойкий сплав с пониженной температурой плавления / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн, А.А. Боль и др. // Тракторы и сельхозмашины. – 1972. – № 3. – С. 32-33.

147. *Затуловский, С.С.* Литье с применением инокуляторов. Достижения и перспективы / С.С. Затуловский // Литейное производство. – 1989. – № 2. – С. 4-5.

148. *Балаганский, А.Ю.* Упрочнение длинномерных рабочих органов сельхозтехники односторонней автоматической индукционной наплавкой / А.Ю. Балаганский, В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, В.П. Тимошенко, А.С. Шайхудинов, А.В. Ишков // Вестник АГАУ. – 2011. – № 7. С. 89-93.

149. *Шайхудинов, А.С.* Повышение стабильности работы стрелчатых лап (на примере сеялки СЗС-2,1) [Текст]: автореф. дис. канд. / А.С. Шайхудинов. – Барнаул: АГАУ, 2009. – 19 с.

150. *Беляев, В.И.* Проблемы использования сельхозмашин и орудий / В.И. Беляев, Н.Т. Кривочуров, В.В. Иванайский // Тракторы и сельхозмашины. – 2007. – № 3. – С. 54-56.

151. *Затуловский, С.С.* Суспензионная разливка / С.С. Затуловский. – Киев: Наукова Думка, 1998. – 286 с.

152. *Затуловский, С.С.* Литые композиционные материалы: монография / С.С. Затуловский, В.Я. Кезик, Р.К. Иванова. – Киев: Техника, 1990. – 237 с.

153. *Ишков, А.В.* Поверхностное легирование чугунных отливок интерметаллидами / А.В. Ишков, Н.Т. Кривочуров, В.В. Иванайский, М.Г. Желтунов // Ползуновский вестник. – 2010. – № 91. – С. 191-192.

154. *Мартюшев, Н.В.* Легирование поверхности отливок с помощью обмазок литейной формой обзор / Н.В. Мартюшев // Обработка металлов. – 2008. – № 3 (40). – С. 19-22.

155. *Крущенко, Г.Г.* Поверхностное легирование литых деталей глиноземного оборудования / Г.Г. Крущенко // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2009. – № 11. – С. 37-40.

156. Юсуфов, А.Р., Абачаров И.М. Получение защитных покрытий многофункционального назначения поверхностным легированием отливок в литой форме / А.Р. Юсуфов, И.М. Абачаров // Вестник АГТУ, Сер. Морская техника и технология. – 2010. – № 1. – С. 69-72.
157. Ворошин, Л.Г. Борирование промышленных сталей и чугунов [Текст]: справ. пособие / Л.Г. Ворошин. – Минск: Наука, 1981. – 205 с.
158. Банзаракцаева, Б.Н. Образование боридных слоев на углеродистых сталях при электронно-лучевом борировании в вакууме / Б.Н. Банзаракцаева, Н.Н. Смирнягина // Молодые ученые – 2006: матер. Междунар. научно-техн. школы-конференции. – М., МИРЭЛ, 2006 – С. 136-139.
159. QinLin. Plasmaboronizing of Ti6Al4V using cold precursors by double glow plasma alloying technique / QirLin, QuJun-zhi, Nai-nagidr. Trans. Nonferrous Metals Soc. China, 2006. – 16. – Spec. Issue 3. – S. 2082-2085.
160. Иванов, С.Г. Диффузионное насыщение сталей из насыщающих обмазок / С.Г. Иванов, А.М. Гурьев, Е.А. Кошелева, Т.А. Бруль // Актуальные проблемы науки образования / II Международная научная конф. – Варндеро, 2007. – С. 335.
161. Веронаха, Н.В. Влияние жидкостного борирования на износ- и коррозионную стойкость длинномерных изделий / Н.В. Веронаха, Д.Н. Веронаха, А.В. Скориков, Н.В. Кусеренко // Известие вузов (Сев.-Кавк. регион. спец. выпуск). Актуальные проблемы машиностроения, 2006. – С. 23-26.
162. Крымов, В.Н. Дугоразрядное борирование стали / В.Н. Крымов, Л.Г. Абрамович // Металловедение черных и цветных сплавов: сб. науч. ст. – Донецк: Донец. нац. техн. ун.-т. – 2003. – Вып. 9. – С. 54-62.
163. Марусин, М.В. Борирование стали при индукционной обработке / М.В. Марусин // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 4. – С. 54-62.
164. Bartrowiar K. laser boronizing of construction steel 45 using the laser beam of different section / K. Bartrowiar, W. Waligora // Latvijas Ki-mijas Zurnals. – 2001. – № 4. – S. 392-396.
165. Kashaev N. Plasmaborieren mit Triethyboran / N. Kashaev, H.-R. Stock // HTM: Harter. – techn. Mitt. – 2003. – № 5. – S. 243-250.
166. Борсяков, А.С. Электролизное борирование металлов и сплавов / А.С. Борсяков, В.Н. Гадалов, В.И. Колмыков // Сварка и родственные технологии в машиностроении и электронике. – 2002. – № 4. – С. 13-22.
167. Баландин, Ю.А. Диффузионное борирование, бoroазотирование и бoroникирование инструментальных сталей в псевдоожоженном слое / Ю.Д. Баландин // Технология машиностроения. – 2005. – № 5. – С. 17-19.
168. Мишустин, Н.М. Скоростное борирование сталей 65Г и 50ХГА / Н.М. Мишустин, В.В. Иванайский, А.В. Ишков // Современные проблемы машиностроения: Сб. докладов V-ой Междунар. Научн. техн. конф. – Томск: Изд-во ТПУ, 2010 – С. 250-254.
169. Борисенко, Г.В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошин и др. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
170. Фомичев, О.И. Исследование тройной диаграммы Fe-Fe₂B-Fe₃C / О.И. Фомичев, В.Ф. Костков, А.К. Кушнарв // Журнал физической химии. – 1978. – т. 52. – № 9. – С. 2240-2243.

171. *Ишков, А.В.* Структура и свойства износостойких слоев, полученных на стали 65Г высокоскоростным борированием [Комп.]. А.В. Ишков, Н.М. Мишустин, В.В. Иванайский // Горизонты образования: электронный научный журнал. – 2010. 12. – Вып. – режим доступа: <http://www/edu/secna.ru/main/review/>

172. Junji M. Some properties, of boronized layerers on steels with direct diode laser / M. Junjo Taisure, K. Toshifumi, M. Shintaro идр. // Vacuum. – 2008. – 83. – № 1. – S. 185-189.

173. *Ишков, А.В.* Разработка технологии поверхностного упрочнения деталей автомобилей при ТВЧ-борировании / А.В. Ишков, Н.М. Мишустин, В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров // Проблемы и перспективы развития автотранспортного комплекса: Материалы Всеросс. научн.-практ. конферен. – Магадан: Изд-во СВГУ, 2010. – С. 76-78.

174. Kee-Seor H. Metal surface modification by plasma boronizing in a two-temperature stage process / H. Kee-Secor, L. Ku-Hyur, L. Deur Yong идр. // Surface and Coat. Technol. – 2005. – 197. – № 1. – S. 51-55.

175. Пат. 2361708 Российская Федерация, МПК В23/00, В08В 7/00, С23Е 4/00. Способ зачистки поверхности от ржавчины: / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, Е.А. Иванайский, А.В. Коваль; заявитель и патентообладатель Кривачуров Н.Т. – 2007144885/02 ; заявл. 03.12.2007; опубл. 20.07.2009, Бюл. № 20. – 3 с.

176. Пат. № 2361711 Российская Федерация, МПК В23К 35/56, В23К 23/00. Шихта для термитной зачистки от ржавчины / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, Е.А. Иванайский, А.С. Юрчиков; заявитель и патентообладатель Кривочуров Н.Т. – № 2007144886/02 ; заявл. 03.12.2007; опубл. С20.07.2009, Бюл. № 20. – 2 с.

177. *Мишустин, Н.М.* Образование боридных покрытий постструктурированных сталях при ТВЧ-нагреве / Н.М. Мишустин, А.В. Ишков, В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров: матер. XXII Междунар. инновац.-ориент. конф. молодых ученых и студентов (26-29 октября). – М.: Микмус, 2010. – 30 с.

178. *Иванайский, В.В.* Износостойкие покрытия, полученные при скоростном борировании легированных сталей / В.В. Иванайский, А.В. Ишков, Н.Т. Кривочуров, Н.М. Мишустин // Инновации в машиностроении: матер. I Междунар. науч.-практ. конф. (7-9 октября) 2010 г. Бийск, 2010. – С. 153-156.

179. *Мишустин, Н.М.* Износостойкие боридные покрытия, полученные на конструкционных и легированных сталях с использованием ТВЧ-нагрева: автореф. дис. канд. / Н.М. Мишустин. – Барнаул: АГАУ, 2012. – 18 с.

180. *Мишустин, Н.М.* Структура и некоторые свойства боридных покрытий для почвообрабатывающих органов сельхозтехники / Н.М. Мишустин, Н.Т. Кривочуров, В.В. Иванайский, А.В. Ишков // Ползуновский альманах: матер. XI Междунар. науч.-практ. конф. «Проблемы и перспективы развития литейного сварочного и кузнечно-штамповочного производств. – Барнаул, 2010. – № 1. – С. 43-45.

181. *Иванайский, В.В.* Упрочняющие покрытия, полученные на марганцовистой и хромо-марганцовистой сталях при скоростном ТВЧ-борировании: состав, структура и износостойкость в реальных условиях / В.В. Иванайский, А.В. Ишков, Н.Т. Кривочуров, Н.М. Мишустин, А.С. Шайхудинов // Вестник Алтайской науки. – 2012. – №1. – С. 135-142.

182. *Ишков, А.В.* Износостойкие боридные покрытия для почвообрабатывающих органов сельхозтехники / А.В. Ишков, Н.Т. Кривочуров, Н.М. Мишустин, В.В. Иванайский, А.А. Максимов // Вестник АГАУ. – 2010. – № 9. – С. 71-75.

183. *Мишустин, Н.М.* Конструирование упрочняющего покрытия с учетом реального износа детали/ Н.М. Мишустин, Н.Г. Кривочуров, В.В. Иवानайский, А.В. Ишков // Ползуновский альманах: матер. XI Междунар. научн.-практ. конф. «Проблемы и перспективы развития литейного и сварочного производств». – Барнаул, 2010. – № 21. – С. 75-80.

184. *Ишков, А.В.* Влияние природы борирующего агента, флюсов и активаторов на характеристики покрытий, полученных при скоростном борировании легированных сталей/ А.В. Ишков, В.В. Иवानайский, Н.Т. Кривочуров, А.А. Максимов, Н.М. Мишустин // Ползуновский вестник. – 2010. – № 3. – С. 142-146.

185. *Мишустин, Н.М.* Борирование марганцевых и хромомарганцевых сталей при ТВЧ-нагреве в среде боратных флюсов / Н.М. Мишустин, А.В. Ишков, В.В. Иवानайский, Н.Т. Кривочуров // Новые химические технологии: производство и применение: матер. XII Всерос. науч.-техн. конф. – Пенза, 2010. – С. 47-50.

186. *Михальченков, А.М.* Пути повышения низкостойкости армированной поверхности лемеха / А.М. Михальченков, В.Ф. Колмогорцев, А.А. Тюрева // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2011. – № 10. – С. 35-37.

187. *Шульц В.В.* Форма естественного износа деталей машин и инструмента [Текст]. – Л.: Машиностроение ЛО, 1999. – 2008 с.

188. *Шитов, А.Н.* Влияние различных факторов на изнашивание рабочих органов почвообрабатывающих машин / А.Н Шитов, А.А. Веденеев // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2002. – № 7 – С.21-23.

189. *Бернштейн, Д.Б.* Абразивное изнашивание лемешного лезвия и работоспособность плуга / Д.Б. Бернштейн // Тракторы и сельскохозяйственные машины. – 2002. – № 6. – С. 39-42.

190. *Бареян, А.Г.* Получение эффекта самозатачивания / А.Г. Бареян // Тракторы и сельскохозяйственные машины. – 2005. – № 12. – С. 23-24.

191. *Власов, П.Н.* Вовремя заточишь – топливо с экономишь / П.Н. Власов // Сельский механизатор. – 2004. – № 1. – С. 8-10

192. *Фирсов М.М.* Основные тенденции и прогноз развития машин в растениеводстве / Техника в сельском хозяйстве. – 2002. – С. 36-39.

193. *Прокопцев, П.И.* Динамика формоизменения режущего элемента при изнашивании / П.И. Прокопцев // Тракторы и сельхозмашины. – 1997. – №8 – С. 41-42.

194. *Рабинович, А.Ш.* Главные элементы самозатачивания почворежущих органов машин и орудий / А.Ш. Рабинович // Земледельческая механика: сборник трудов / под ред. В.А. Жилиговского. – М.: Машиностроение, 1966. – Т. 9. – С. 281-291.

195. *Огрызков, Е.Г.* Агротехнические основы абразивного изнашивания лезвий лемехов / Е.П. Огрызков, В.Е. Огрызков, П.В. Огрызков // Тракторы и сельскохозяйственные машины. – 2002. – №11. – С. 44-45.

196. *Иवानайский, В.В.* Способ упрочнения изнашивающихся частей рабочих органов (на примере стрелчатой лапы) / В.В. Иवानайский, Н.Т. Кривочуров, А.С. Шайхудинов // Аграрная наука – сельскому хозяйству: матер. V – Междунар. практ. конф. (17-18 марта). – Барнаул, 2010. – Т. II. – С. 466-467.

197. Пат. 2366139. Российская Федерация МПК А О1 В 35/20, А О1 В 15/14. Плоскорежущий рабочий орган для обработки почвы /

Н.Т. Кривочуров, Е.Н. Бехтер, В.В. Иванайский, А.С. Шайхудинов; патентообладатель Кривочуров Н.Т. – № 20081096781

198. Пат. 2397849. Российская Федерация, МПК В23К 13/01, А01 В 35/20, А01В 15/04. Способ изготовления почвообрабатывающей лапы (варианты) / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, А.С. Шайхудинов, А.П. Балаганский, М.В. Бедарев; патентообладатель Иванайский В.В. – № 2009110566/02 ; заявл. 23.03.2009; опубл. 27.08.2010, Бюл. № 24. – ил. 7.

199. *Иванайский, В.В.* Упрочнение высокочастотным электромагнитным полем лезвийной поверхности стрелчатой лапы / В.В. Иванайский, Н.Т. Кривочуров, А.С. Шайхудинов // Инновации в машиностроении: матер. I Междунар. науч.-практ. конф. (7-9 октября). – Бийск, 2010. – С. 186-189.

200. *Кривочуров, Н.Т.* К обоснованию состояния стрелчатых лап / Н.Т. Кривочуров, В.В. Иванайский, А.С. Шайхудинов // Аграрная наука в XXI веке: Проблемы и перспективы: матер. 3-й Всерос. науч.-практ. конф. – Саратов: ИЦ Наука, 2009. – С. 189-190.

201. *Сидоров, С.А.* Критерии целесообразности использования в сельскохозяйственных машинах упрочненных рабочих органов / С.А. Сидоров // Тракторы и сельскохозяйственные машины. – 1998. – № 11. – С. 27-46.

202. *Ренетов, А.Н.* Техничко-экономические показатели отечественных и зарубежных культивационных агрегатов / А.Н. Ренетов // Механизация и электрификация сельского хозяйства. – 2005. – № 12. – С. 2-

203. *Михальченко А.М., Лялякин В.П., Кожухова Н.Ю., Горбачев Р.В.* Возобновление ресурса лемехов // Сельский механизатор. – 2013. – № 2. – С. 34-35.

204. *Козарез И.В., Торигов В.Е., Михальченко М.А.* Анализ и особенности износов плужных лемехов различных конструкций и динамика их изнашивания // Труды инженерно-технологического факультета Брянского государственного аграрного университета. – 2015. – № 1. – С. 126-154.

205. *Литовченко Н.Н., Титов Н.В., Коломейченко А.В.* Электровибродуговое упрочнение рабочих органов почвообрабатывающих машин металлокерамическими материалами // Тракторы и сельхозмашины. – 2013.- № 2.- С. 49-50.

206. *Черноиванов В.И., Лялякин В.П., Аулов В.Ф., Ишков А.В., Кривочуров Н.Т., Иванайский В.В., Коваль Д.В., Соколов А.В.* Особенности изнашивания деталей сельхозмашин, упрочненных композиционными боридными покрытиями FE NB-Fe-B // Трение и износ. – 2015. – Т. 36. – № 2. С. 174-180.

207. *Михальченко А.М., Козарез И.В., Михальченко М.А.* Износ цельнометаллических и составных лемехов // Тракторы и сельхозмашины. – 2014. – № 7. – С. 39-43.

208. *Сорокин Г.М., Малышев В.Н.* Влияние механических характеристик сталей на износ и коэффициент трения при абразивном изнашивании Вестник машиностроения. 2008. № 10. С. 16-18.

209. *Аулов В.Ф., Ишков А.В., Иванайский В.В., Кривочуров Н.Т., Лялякин В.П.* Влияния легирования бором на структуру сварочных швов для стали 65Г // Сварочное производство, 2018, №5, С. 38 – 42

С.А. Соловьев, В.В. Иванайский, А.В. Ишков,
Н.Т. Кривочуров, В.П. Лялякин, В.Ф. Аулов

**Износостойкие композиционные покрытия
для рабочих органов сельхозмашин**

Монография

Формат 60x84 1/8

Гарнитура Times

Усл.-п. л. 13,43. Уч.-изд. л. 11,69

Тираж 300 экз.

Издатель – Российская академия наук

Публикуется в авторской редакции

Отпечатано в экспериментальной цифровой типографии РАН

Издается по решению Научно-издательского совета
Российской академии наук (НИСО РАН)
и распространяется бесплатно