

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«РОССИЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АГРАРНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ–
МСХА имени К.А. ТИМИРЯЗЕВА»

На правах рукописи

ВЕТРОВА СОФЬЯ МИХАЙЛОВНА

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ РАБОЧИХ ОРГАНОВ
ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН ЗА СЧЕТ ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВА
СТАЛЕЙ И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Специальность: 4.3.1. Технологии, машины и оборудование для
агропромышленного комплекса

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
Гайдар Сергей Михайлович,
доктор технических наук, профессор

Москва – 2024

Оглавление

| | |
|--|----|
| Введение..... | 4 |
| ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ РАБОЧИХ ОРГАНОВ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН..... | 10 |
| 1.1. Характер и интенсивность изнашивания деталей машин..... | 10 |
| 1.2. Материалы, применяемые для изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин..... | 14 |
| 1.3. Методы повышения долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин..... | 19 |
| 1.4. Выводы по главе и задачи исследования..... | 23 |
| ГЛАВА 2. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЕЙ..... | 25 |
| 2.1. Влияние химического состава сталей на их износостойкость..... | 25 |
| 2.2. Влияние термической обработки на механические свойства сталей..... | 32 |
| 2.3. Эксплуатационные факторы, влияющие на износ рабочих органов почвообрабатывающих машин..... | 37 |
| 2.4. Выводы по главе..... | 56 |
| ГЛАВА 3. МАТЕРИАЛЫ, ПРОГРАММА И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ... | 58 |
| 3.1. Материалы исследования..... | 58 |
| 3.2. Программа проведения испытаний..... | 59 |
| 3.3. Методы термической обработки..... | 61 |
| 3.4. Методы исследования микроструктуры..... | 63 |
| 3.5. Методы определения механических свойств..... | 67 |
| 3.6. Методика проведения сравнительных испытаний на абразивное изнашивание..... | 72 |
| 3.7. Методика определения коррозионной стойкости..... | 75 |
| 3.8. Методика проведения стендовых испытаний..... | 77 |
| 3.9. Методика проведения натурных испытаний..... | 79 |
| ГЛАВА 4. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ..... | 82 |

| | |
|---|-----|
| 4.1. Термодинамический расчёт критических точек..... | 82 |
| 4.2. Термомеханическая обработки сталей..... | 85 |
| 4.3. Термическая обработка сталей: закалка и отпуск..... | 91 |
| 4.4. Термическая обработка сталей: закалка-распределение..... | 104 |
| 4.5. Результаты исследования эксплуатационных характеристик сталей..... | 113 |
| 4.6. Результаты полевых испытаний..... | 122 |
| 4.7. Выводы по главе..... | 124 |
| ГЛАВА 5. ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ..... | |
| 5.1 Разработка технологии изготовления рабочих органов..... | 130 |
| 5.2 Экономическая эффективность внедрения разработанной технологии повышения долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин..... | 138 |
| 5.3 Выводы по главе..... | 142 |
| Заключение..... | 143 |
| Перечень условных обозначений, символов и терминов..... | 145 |
| Список используемой литературы..... | 146 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ А..... | 160 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ Б..... | 162 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ В..... | 163 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ Г..... | 164 |

Введение

Актуальность. Почвообработка при производстве сельскохозяйственной продукции является основным звеном технологического процесса. Она изменяет качество и структуру почвы, обеспечивает насыщение почвы кислородом, обеспечивает жизнедеятельность микробиологических процессов, равномерно распределяет удобрения, с целью насыщения ее макро- и микроэлементами, уничтожению сорняков и вредителей, накоплению и удержанию влаги в почве.

Рабочие органы почвообрабатывающих машин при использовании по назначению и хранении подвергаются интенсивному износу под воздействием климатических и эксплуатационных факторов.

Именно состав, агрегатные состояния и физико-механические свойства почвы определяют ее изнашивающую способность. Степень абразивности зависит главным образом от гранулометрического состава и изменяется в зависимости от вида почвы. Наличие каменистых включений вызывает разрушение рабочих органов. Присутствие в почве влаги, а также коррозионно-агрессивных химических элементов в результате применения агрохимии вызывает электрохимическую коррозию и, как следствие, приводит к коррозионно-механическому износу рабочих органов.

Разрабатываемые конструкционные параметры рабочих органов не удовлетворяют современным требованиям, так как скорость обработки почвы значительно увеличивается с каждым годом, при возрастании массы сельскохозяйственных машин. Повышение массы СХТ повышает уплотняемость почв, нагрузки на рабочие органы пахотных агрегатов в результате возросли примерно в 4 раза, хотя сами рабочие органы не изменились [54].

До настоящего времени проблемы работоспособности рабочих органов для почвообрабатывающих машин решались зарубежными поставками продукции зарубежных фирм. По этой причине предприятиями металлургии и машиностроения в РФ, новым материалам и технологиям производства продукции для АПК не уделялось должного внимания. Поэтому разработка инновационной

технологии упрочнения низколегированных сталей будет способствовать повышению срока службы рабочих органов почвообрабатывающих машин.

Степень разработанности темы. Вопросами износа рабочих органов занимались ряд авторов: Бернштейн Д.Б., Винокуров В.М., Виноградов В.Н., Гайдар С.М., Голубев И.Г., Ерохин М.Н., Крагельский И.В., Костецкий Б.И., Львов П.Н., Михальченков А.М., Ниловский И.Л., Огрызков Е.П., Панов И.М., Пронин А.Ф., Рабинович А.Ш., Розенбаум А.Н., Севернев М.М., Сидоров С.А., Синеоков Г.Н., Тененбаум М.М., Хрущов М.М. и многие другие ученые [8,14,1,63,27,59,40,66,35,67].

Анализ литературного обзора показал, что не все вопросы, связанные с повышением износостойкости рабочих органов, получили должное решение [8,14,1,63,27,59,40,66,35,67]. Вследствие отсутствия новых материалов и технологий производства рабочих органов для почвообрабатывающих машин, которые позволят повысить срок эксплуатации по сравнению с изделиями, представленными сегодня на рынке, и решить острую проблему импортозамещения.

Последние исследования, предпринятые группой авторов ЦНИИ КМ «Прометей» по разработке высокопрочных сталей, показали их высокую прочность, но низкую ударную вязкость [65], что недопустимо для материалов рабочих органов, подвергающихся знакопеременным нагрузкам.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ. Программа Мегагранта, соглашение № 075-15-2021-572 по теме: Перспективные высокопрочные стали с высокой пластичностью и ударной вязкостью для землеройной и сельскохозяйственной техники.

Цель работы. Повышение износо- и коррозионностойкости рабочих органов почвообрабатывающих машин за счет оптимизации химического состава сталей и режимов термической обработки низколегированных сталей.

Объект исследования. Процесс изнашивания рабочих органов почвообрабатывающих машин при воздействии климатических и эксплуатационных факторов.

Предмет исследования. Влияние химического состава сталей и термической обработки на механические свойства.

Научная новизна работы. Получение комплекса высоких механических свойств путем оптимизации состава низколегированных сталей и технологии термической обработки: закалка-распределение.

Практическая ценность:

- разработан новый химический состав сталей, обеспечивающий высокие механические свойства, и изготовлены образцы;
- оптимизирован технологический режим термической обработки сталей, позволяющий получить одновременно высокую прочность и ударную вязкость;
- изготовлены образцы рабочих органов из среднеуглеродистых низколегированных сталей, и проведены лабораторные и натурные испытания в полевых условиях на полях ФГБНУ ФИЦ Картофеля имени А. Г. Лорха.

Методология и методы исследований. Исследования базируются на основе всестороннего анализа изучаемой проблемы, постановке цели и задач исследований, статистической обработке экспериментальных данных и анализе полученных результатов.

Достоверность полученных результатов. Теоретические исследования выполнены с использованием физико-математических законов, основ трибологии, термодинамики и надежности машин. Эксперименты проводились с применением современных методик и ГОСТов на современном оборудовании. Результаты подтверждены лабораторными, стендовыми, полевыми испытаниями. Обработка результатов экспериментальных исследований проводилась с использованием математической статистики.

Основные положения диссертации, выполняемые на защиту:

1. Химический состав новых высокопрочных низколегированных сталей с условным пределом текучести 1500-1700 МПа, пределом прочности 1700 – 2100 МПа и ударной вязкостью до 60-74 Дж/см².

2. Технологические режимы традиционной и перспективной термической обработки - закалка-распределение для изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин.

3. Результаты испытаний на износо- и коррозионную стойкость рабочих органов, проведенных в лабораторных и натуральных (полевых) условиях.

4. Технология изготовления лап культиватора из разработанной низколегированной стали.

Апробация работы. Результаты теоретических и экспериментальных исследований представлены, обсуждены и одобрены на научных конференциях, совещаниях, семинарах, в том числе:

- XIV Международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения А.П. Семёнова "ТРИБОЛОГИЯ – МАШИНОСТРОЕНИЮ", Москва, 2022;

- Международной конференции "Физическая мезомеханика материалов. Физические принципы формирования многоуровневой структуры и механизмы нелинейного поведения", Новосибирск, 2022;

- Международной научной конференции «Машины, технологии и материалы для современного машиностроения», посвящённая 85-летию Института машиноведения им А.А. Благонравова РАН, Москва 2023;

- Международной научно-технической конференции молодых ученых "Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности", Могилев, 2023;

- Международной конференции "Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии", Томск, 2023;

- Семинар Чтения академика В. Н. Болтинского, Москва, 2023;

- XXII Международной научно-практической конференции. "Повышение эффективности использования ресурсов при производстве сельскохозяйственной продукции - новые технологии и техника нового поколения для растениеводства и животноводства", Тамбов, 2023;

- Всероссийской научно-практической конференции с международным участием и Всероссийской Школы молодых учёных "Актуальные проблемы развития научных исследований и инноваций в сельскохозяйственном производстве", Белгород, 2023;
- Всероссийской (национальной) научно-практической конференции с международным участием "Актуальные вопросы современных технологий производства и переработки сельскохозяйственной продукции", Курск, 2023;
- Международной научной конференции молодых учёных и специалистов, посвящённая 180-летию со дня рождения К.А. Тимирязева "Инновационная техника и технологии в АПК, Москва, 2023;
- VIII Всероссийском конкурсе научно-исследовательских работ студентов и аспирантов, Москва, 2023;
- Участник II этапа Всероссийского конкурса на лучшую научную работу среди студентов, аспирантов и молодых ученых аграрных образовательных и научных организаций России в 2023 году по номинации «Машины и оборудование для АПК», Белгород, 2023;
- Участник III этапа Всероссийского конкурса на лучшую научную работу среди студентов, аспирантов и молодых ученых аграрных образовательных и научных организаций России в 2023 году по номинации «Машины и оборудование для АПК», Уфа, 2023;
- Семинар «Чтения академика В.Н. Болтинского», посвященный 300-летию Российской академии наук, Москва 2024;
- 2-я Международной научно-практической конференции молодых ученых, аспирантов, магистров и бакалавров «Технологии, машины и оборудование для проектирования, строительства объектов АПК», Курск 2024;
- Всероссийской научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием «Молодежь. Наука. Инновации», Ярославль 2024.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 13 печатных работ, в том числе 3 статьи в изданиях, рекомендованных ВАК, 1 статья в журнале, рецензируемом международной базой данных Scopus, 1 патент на изобретение.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа изложена на 173 страницах, состоит из введения, основной части содержащей 29 таблиц и 78 рисунков, заключения, принятых сокращений, списка литературы, включающей 114 наименований, в том числе 33 на иностранном языке и 4 приложения.

ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ РАБОЧИХ ОРГАНОВ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН

Обработка почвы является распространенной технологической операцией, целью которой является создание благоприятных условий для роста и развития сельскохозяйственных культур. В любом технологическом процессе обработки почвы, вспашка, культивация, боронование, лущение составляют не менее 70 % всего объема механизированных работ.

Во время эксплуатации, большинство рабочих органов почвообрабатывающих машин подвергаются динамическим нагрузкам, абразивному износу и химическому воздействию среды. При взаимодействии с почвой, рабочие органы почвообрабатывающих машин подвергаются интенсивному изнашиванию, в результате чего изменяется их форма и состояние, что отрицательно сказывается на функциональных свойствах рабочих органов. Интенсивный износ рабочих органов, помимо затрат средств на их ремонт и изготовление запасных частей, вызывает простои при эксплуатации. Поэтому, повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин является одной из актуальных проблем технического прогресса.

1.1. Характер и интенсивность изнашивания деталей машин

Детали машин, изнашиваемые в абразивной среде, сравнительно быстро изменяют свои размеры и форму. Скорость разрушения рабочих органов и других деталей машин определяется условиями их работы.

Наибольшему абразивному изнашиванию подвержены рабочие органы почвообрабатывающих машин. Механизм изнашивания лемехов, лап культиваторов, рыхлителей и др. типичен, и его закономерности могут проявляться также при работе строительных, дорожных и других машин [77].

Интенсивность и характер изнашивания металла зависят от природы и свойств абразивной массы, а также от условий взаимодействия с нею рабочих органов почвообрабатывающих машин. В качестве основных факторов, определяющих износ рабочих органов, обычно выделяют механический состав, влажность, плотность и однородность почвы, скорость движения и форму рабочих органов, а также свойства материалов, из которых они изготовлены. Факторы, относящиеся к свойствам почвы, являются переменными. В различных почвенно-климатических условиях указанные факторы могут существенно различаться, и соответственно интенсивность изнашивания одних и тех же материалов на разных участках почвы при прочих равных условиях не будет одинаковой.

Для выявления характера и интенсивности изнашивания рабочих органов в различных почвенных условиях проводят выборочные наблюдения за наиболее типичными рабочими органами плугов, культиваторов, луцильников, борон, сеялок, машин для посадки и уборки овощей - все они имеют наиболее короткий срок службы, широко распространены в сельском хозяйстве и каждый из этих рабочих органов представляет определенную группу однотипных деталей, работающих в схожих условиях [77].

Исследования изнашивания лемехов и лап культиваторов проводят в различных почвенных условиях, различающиеся по механическому составу, содержанию солей и органических веществ. Широкий диапазон изменения свойств почвы выбирают с целью сопоставления этих свойств с характером изнашивания лемехов и культиваторных лап, а также для изучения характера износа лезвий, изменения интенсивности линейного износа и конфигурации лезвий лемехов и лап культиваторов.

Процесс изнашивания рабочих органов имеет две условные стадии. В первой наблюдается криволинейная зависимость, при которой интенсивность изнашивания по мере увеличения выработки уменьшается. Это объясняется изменением конфигурации предварительно заточенного лезвия в процессе резания почвы.

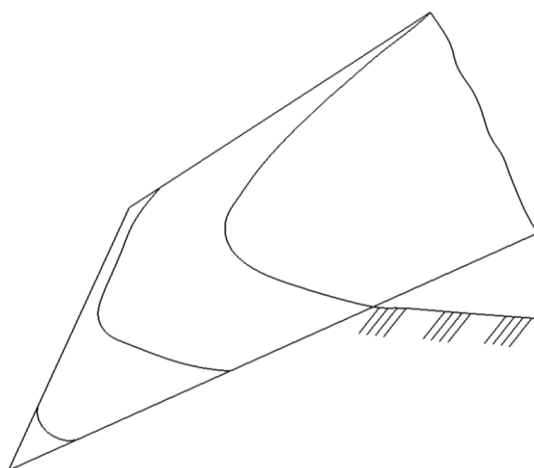


Рисунок 1.1 – Схема изменения формы лезвия лемеха при изнашивании

На рис. 1.1 схематично показано наиболее типичное изменение формы лезвия лемеха при изнашивании. Ширина затылочной фаски по мере изнашивания увеличивается, и режущая способность лезвия снижается. Когда зона заточки в результате изнашивания полностью исчезает, профиль лезвия в процессе изнашивания лемеха практически не изменяется, что обычно соответствует наибольшей степени затупления. Наступает вторая стадия процесса изнашивания, при которой линейный износ лезвия увеличивается пропорционально выработке. Лезвие необходимо заточить до начала второй стадии изнашивания [77].

Типичная зависимость между износом и наработкой показана на рис. 1.2.

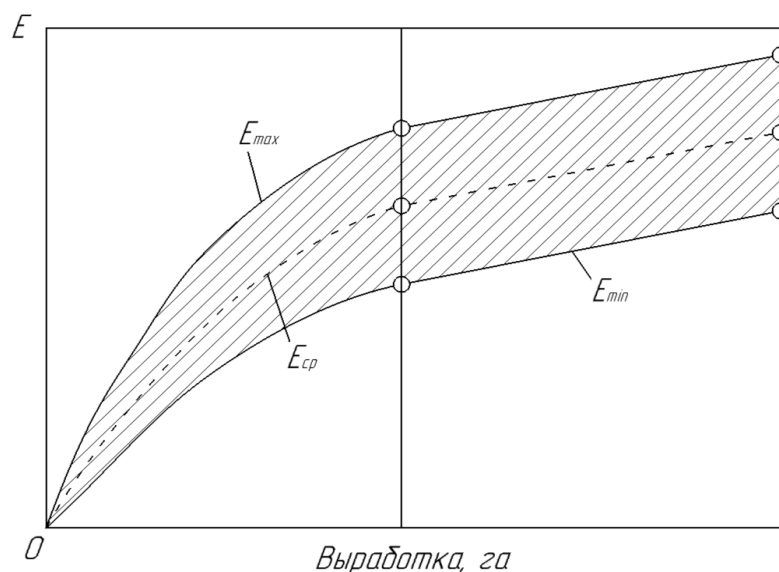


Рисунок 1.2 – Характер изменения интенсивности изнашивания E рабочих органов в процессе работы

Кривые на рис. 1.2 соответствуют максимальной E_{\max} и минимальной E_{\min} интенсивности изнашивания лезвия для данных почвенных условий при различной влажности и плотности почвы в разное время года. В результате износа конфигурация однородного лезвия рабочего органа непрерывно изменяется.

Таблица 1.1 – Виды износов рабочих органов почвообрабатывающих машин [55]

| Деталь | Вид износа |
|-------------------------|--|
| Лемех плуга | <ul style="list-style-type: none"> - линейный износ по высоте носка; - линейный износ по ширине детали; - износ лезвия по толщине. |
| Отвал | <ul style="list-style-type: none"> - сквозное протирание в зоне стыка отвала с лемехом; - износ головки крепежного болта; - износ полевого обреза. |
| Полевая доска | <ul style="list-style-type: none"> - износ пятки; - износ нижней части. |
| Лапа культиватора | <ul style="list-style-type: none"> - линейный износ носовой части; - линейный износ крыльев лапы по ширине; - увеличение толщины лезвия до предельной величины. |
| Дисковые рабочие органы | <ul style="list-style-type: none"> - радиальный износ по диаметру; - затупление лезвия. |

Из данных таблицы, наиболее распространенным является изнашивание, вызываемое твердыми частицами – абразивное изнашивание, характеризующееся резко локализованным механическим действием этих частиц на поверхностный слой детали в условиях возможного нагрева его при трении и физико-химического действия окружающей среды.

1.2. Материалы, применяемые для изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин

В настоящее время сельскохозяйственное машиностроение для изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин применяет стали, которые были разработаны более 40 лет назад. Наиболее распространенными среди них являются стали 40, 40Х, Л53, 65, 80, 65Г, У10, Х6Ф1, Х12 и другие марки. Например, сталь 65Г применяются в основном для пружин, рессор, плужных лемехов, дисков посевных и почвообрабатывающих машин, лап культиваторов и т.п. [65]. Как правило, при изготовлении сменных деталей корпусов плугов используют традиционные методы упрочняющих технологий (закалка + отпуск). Такая обработка обеспечивает недостаточную твердость ($HRC = 45$), что обуславливает высокий абразивный износ и низкий срок службы.

Для работы в условиях ударных нагрузок в настоящее время в РФ используют высокопрочные стали, содержащие бор, такие как 20ХГР, 20ХНР, 20ХГНР, 27ХГР, 30ХРА и 40ХГТР. Ударная вязкость этих сталей не превышает 40 Дж/см² при комнатной температуре. Чуть более высокую вязкость разрушения (КСУ от 50 до 185 Дж/см²) показывают стали 30ХГСА, 45ХН2МФА, 33ХС, 30ХГСН2А. Тем не менее, ударная вязкость перечисленных выше сталей настолько низкая, что для ее оценки используется испытание на КСУ, вместо принятого во всем мире испытания на КСV. Эти стали практически непригодны для современной сельскохозяйственной техники. В результате, даже рассматривалась возможность использования хромистых сталей типа ШХ15, 6ХВФ и Х12МФ1 для критически важных изделий почвообрабатывающих машин. Однако использование этих сталей экономически неэффективно. Химический состав и механические свойства большинства перечисленных выше российских сталей, в основном обрабатываемых закалкой и отпуском, представлены в табл. 1.2.

Таблица 1.2 – Химический состав и механические свойства отечественных сталей
 ($\sigma_{0,2}$ – предел текучести, σ_B – предел прочности, δ – относительное удлинение, КСУ
 – ударная вязкость)

| Марка стали | Химический состав | Обработка | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | HRC | КСУ, Дж/с м ² |
|-------------|---|--|----------------------|------------------|--------------|-----|--------------------------|
| 60 | 0,57-0,65C, 0,17-0,37Si, 0,5-0,8Mn, $\leq 0,25$ Ni, $\leq 0,04$ S, $\leq 0,35$, $\leq 0,25$ Cr, $\leq 0,25$ Cu, $\leq 0,08$ As | Закалка 780 - 830°C в масле, отпуск 560°C, | 590 | 920 | 19 | | 24 |
| 80 | 0,77-0,85C, 0,17-0,37Si, 0,5-0,8Mn, $\leq 0,25$, $\leq 0,035$ S, $\leq 0,035$ P, $\leq 0,25$ Cr, $\leq 0,2$ Cu | Закалка 820°C в масле, отпуск 470°C, | 932 | 1079 | 8 | | |
| 65Г | 0,62-0,70C, 0,17-0,37Si, 0,90-1,20Mn, $\leq 0,25$ Cr, $\leq 0,035$ P, $\leq 0,035$ S, $\leq 0,20$ Cu | Закалка 830°C в масле, отпуск 400°C | 1450 | 1670 | 8 | 46 | 29 |
| X6Ф1 | 0,75-0,84C, 0,17-0,33Si, 0,17-0,33Mn, $\leq 0,25$ Ni, $\leq 0,028$ S, $\leq 0,03$ P, $\leq 0,2$ Cr, $\leq 0,25$ Cu | Закалка 780°C в масле, отпуск 400°C | 1230 | 1420 | 10 | | |
| 20ХГР | 0,18-0,24C, 0,17-0,37Si, 0,70-1,00Mn, 0,75-1,05Cr, $\leq 0,005$ B | Закалка 880°C в масле, отпуск 200°C в масле | 1220 | 1490 | 12 | 45 | 79 |
| 20ХНР | 0,16-0,23C, 0,17-0,37Si, 0,60-0,90Mn, 0,70-1,10Cr, 0,80-1,10Ni, $\leq 0,005$ B | Закалка, 860°C в масле, отпуск 200°C в масле | 1220 | 1520 | 10 | 47 | 49 |
| 20ХГНР | 0,16-0,23C, 0,17-0,37Si, 0,70-1,00Mn, 0,70-1,10Cr, 0,80-1,10Ni, $\leq 0,005$ B | Закалка 860°C в масле, отпуск 200°C в масле | 1250 | 1510 | 11 | 47 | 61 |
| 27ХГР | 0,25-0,31C, 0,17-0,37Si, 0,70-1,00Mn, 0,70-1,00Cr, $\leq 0,005$ B | Закалка 870°C в масле, отпуск 200°C | 1175 | 1370 | 8 | | 59 |
| 30ХРА | 0,27-0,33C, 0,17-0,37Si, 0,50-0,80Mn, 1,00-1,30Cr, $\leq 0,005$ B | Закалка 900°C в масле, отпуск 200°C | 1300 | 1600 | 9 | | 49 |
| 40ХГТР | 0,38-0,45C, 0,17-0,37Si, 0,8-1,0Mn, 0,8-1,1Cr, $\leq 0,005$ B | Закалка 840°C в масле, отпуск 550°C | 800 | 990 | 11 | | 78 |

Продолжение таблицы 1.2

| | | | | | | | |
|--------------|---|--|--------------|---------------|-----------|-----------|------------|
| 30ХГСА | 0,28-0,34С, 0,90-1,20Si, 0,80-1,10Mn, 0,80-1,10Cr, ≤0,30Ni, ≤0,025P, 0,025S, ≤0,30Cu | Закалка 880°С в масле, отпуск 540°С, вода | 830 | 1080 | 10 | 45 | 49 |
| 45ХН2 МФА | 0,42-0,50С, 0,17-0,37Si, 0,50-0,80Mn, 0,80-1,10Cr, 1,3-1,8Ni, 0,2-0,3Mo, ≤0,03P, ≤0,03S, 0,1-0,18V | | 720- 1870 | 830- 1980 | 8- 24 | | 47- 185 |
| 33ХС | 0,29-0,37С, 1,0-1,4Si, 0,3- 0,6Mn, 1,3-1,6Cr, ≤0,3Ni, ≤0,035P, ≤0,035S, ≤0,3Cu | | 900- 1610 | 1110- 1750 | 10- 18 | | 59- 118 |
| 30ХГСН 2А | 0,27-0,34С, 0,9-1,2Si, 1,0- 1,3Mn, 0,9-1,2Cr, 1,4- 1,8Ni, ≤0,025P, ≤0,025S, ≤0,3Cu | | 900- 1500 | 1000- 1900 | 15- 20 | 37- 62 | 80- 150 |

За рубежом для изготовления рабочих органов сельскохозяйственной техники используют стали Creusabro 4800, N22CB, Hardox 500, Hardox 600, Domex 22MnB5 и др., которые относятся к классам прочности 1200-1500 МПа и имеют высокую ударную вязкость. Например, стали марки Domex, применяемые для изготовления лемехов, ножей и др. деталей, работающих в абразивной среде, содержат С от 0,20 до 0,42 %, Si до 0,40 %, Mn от 1,1 до 1,5 %, Cr от 0,1 до 0,6, а также В в концентрации от 0,0008 до 0,005. Такое соотношение элементов обеспечивает значение временного сопротивления после закалки в воду $\sigma_B = 1580-2050$ МПа и твердость 460-637 HV.

Стали марки Hardox 500-600, производимые компанией SSAB, также имеют высокую твердость, износостойкость, ударную вязкость. Такое сочетание достигается за счет: дополнительного легирования Mo и Ni для повышения вязкости; дополнительного легирования Cr и добавкой В для повышения прокаливаемости и уменьшения размера структурных элементов мартенсита; повышения чистоты стали путем снижения $P \leq 0,015$ %. При этом стоимость отмеченных зарубежных сталей в 1,5...2 раза выше отечественных. Ресурс деталей, например, из стали Hardox, в 5 раз выше, чем у аналогичных деталей из

отечественных сталей [34]. Данные химического состава и механических свойств некоторых сталей зарубежных марок приведены в табл. 1.3.

Таблица 1.3 – Химический состав и механические свойства зарубежных сталей (KV – работа разрушения)

| Марка стали | Химический состав | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | HRC | KV, Дж |
|----------------|--|----------------------|------------------|--------------|-------|---------------------|
| Domex 38MnB5 | 0,36-0,42C, 0,4Si, 1,15-1,45Mn, 0,1-0,3Cr, 0,0008-0,005B, $\leq 0,015S$, $\leq 0,025P$ | | 1845-2050 | | 53-56 | |
| Weldox 700 | 0,2C, 0,6Si, 1,6Mn, 0,7Cr, 2,0Ni, 0,7Mo, 0,005B, $S \leq 0,01$, $P \leq 0,02$, $V \leq 0,09$, $Nb \leq 0,04$, $Cu \leq 0,3$, $Ti \leq 0,04$, $Al \leq 0,015$ | 700 | 780-930 | 14 | 26-32 | ≥ 69 при -40°C |
| Weldox 1100 | 0,21C, 0,5Si, 1,4Mn, 0,8Cr, 3,0Ni, 0,7Mo, 0,005B, $S \leq 0,005$, $P \leq 0,02$, $Cu \leq 0,1$ | 1100 | 1250-1550 | 8 | 45-49 | ≥ 27 при -40°C |
| Weldox 1300 | 0,25C, 0,5Si, 1,4Mn, 0,8Cr, 3,0Ni, 0,7Mo, 0,005B, $S \leq 0,005$, $P \leq 0,02$, $Cu \leq 0,1$ | 1300 | 1400-1700 | 8 | 46-50 | ≥ 27 при -40°C |
| Creusabro 4800 | $\leq 0,2C$, $\leq 1,6Mn$, $\leq 0,8Ni$, $\leq 1,9Ni$, $\leq 0,4Mo$, $\leq 0,02P$, $\leq 0,01S$, $\leq 0,2Ti$ | 900 | 1200 | 12 | | 45 при -20°C |
| Creusabro 8000 | $\leq 0,28C$, $\leq 1,6Mn$, $\leq 2,5Ni$, $\leq 1,9Ni$, $\leq 0,6Mo$, $\leq 0,02P$, $\leq 0,01S$ | 1250 | 1630 | 12 | | 55 при -20°C |

Стоит отметить, что недавно была предпринята попытка разработки российских сталей, относящихся к классам прочности 1200, 1500 и 1700 МПа с удовлетворительной пластичностью и вязкостью разрушения [101]. Рябов В. и соавторы взяли за основу серию 43XX и изменили химический состав путем частичного замещения Ni на Cu, чтобы снизить стоимость сталей, и провели дополнительное легирование на $\Sigma (V + Nb + Ti) \leq 0,13\%$. Добавки элементов, которые образуют карбонитридов, были использованы для измельчения структурных элементов реечного мартенсита при аусформинге [86]. Новые стали российского производства были разработаны со свойствами, близкими к свойствам сталей 43XX или даже выше. К сожалению, вязкость разрушения этих сталей ниже, чем у сталей типа 43XX. Основным недостатком этого подхода является необходимость использования обработки в потоке стана горячей прокатки.

Другие попытки российских металлургических предприятий по разработке современных сталей для землеройных и сельскохозяйственных машин не увенчались успехом, поскольку удовлетворительная вязкость разрушения была достигнута за счет снижения твердости и, следовательно, абразивной износостойкости.

Из изложенного выше обзора следует, стали для сельскохозяйственной техники должны демонстрировать сочетание высокой твердости, предела текучести, временного сопротивления разрушению, стойкости к абразивному износу с достаточным уровнем пластичности и ударной вязкости. Микроструктурным дизайном для такой стали должен быть низкоотпущенный мартенсит, обедненной по углероду, с небольшой объемной долей обогащенного углеродом остаточного аустенита, расположенного на границах структурных элементов (рейки, блоки, пакеты и исходные аустенитные зерна) реечного мартенсита [95]. Мартенсит обеспечивает высокие прочностные свойства, такие как твердость, временное сопротивление и устойчивость к абразивному износу. Остаточный аустенит отвечает за высокую пластичность и ударную вязкость, благодаря образованию мартенсита деформации при растяжении и ударных нагрузках. Предел текучести зависит от прочности мартенсита, а также от объемной доли, местоположения, размеров и прочности остаточного аустенита. В настоящее время связь между пределом текучести и остаточным аустенитом мало изучена [106]. Тонкие пленки остаточного аустенита, перенасыщенные углеродом, обеспечивающим твердорастворное упрочнение, и расположенные на границах реек, приближают значение предела текучести к пределу прочности (временному сопротивлению разрушению).

Применение традиционных видов термомеханической и термической обработки, применяемых в России, не позволяет получить такой микроструктурный дизайн для достижения требуемого комплекса свойств. В связи с этим, в последние годы активно разрабатываются новейшие способы термической обработки, позволяющие получить такую структуру и свойства.

1.3. Методы повышения долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин

В настоящее время широкое распространение получили следующие методы повышения износостойкости деталей машин, представленные в табл. 1.4 [55].

Таблица 1.4 – Методы упрочнения рабочих органов

| Номер группы | Наименование групп методов | Методы |
|--------------|--|---|
| 1 | Термическая, химико-термическая, термодиффузионная обработка деталей | Закалка – отпуск Цементация Азотирование Цианирование Диффузионная металлизация |
| 2 | Наплавка на более изнашиваемые участки износостойкого слоя | Ручная электродуговая Индукционная Плазменная Лазерная Контактная наварка |
| 3 | Газотермическое напыление на наиболее изнашиваемые участки износостойкого слоя | Газопламенное Электродуговое Плазменное Детонационное Высокоскоростное |
| 4 | Закрепление износостойких накладных элементов на наиболее изнашиваемые участки | Из износостойкой стали Из технической керамики |
| 5 | Нанесение композиционных покрытий, наплавочных армирующих валиков на наиболее изнашиваемые участки | Клеи, эпоксидные составы, наполнители из зерен кварца, корунда, карбида кремния и др. Нанесение наплавочных армирующих валиков |

Наиболее распространенный вид термической обработки – *закалка* является универсальным методом повышения долговечности детали путем создания на ее поверхности определенной твердости. Она заключается в нагреве детали до определенной температуры и последующем быстром охлаждении ее в воде, масле

или другим способом. С целью снятия внутренних напряжений, создания в закаленной детали определенной ударной вязкости, ее *отпускают*. Для этого деталь вновь нагревают до определенной температуры и медленно охлаждают на воздухе или с печью.

Химико-термическая обработка заключается чаще всего в насыщении поверхности детали углеродом (цементация), азотом (азотирование), одновременно углеродом и азотом (цианирование) [55].

Термодиффузионная обработка заключается в диффузионном насыщении поверхностного слоя изделия различными металлами, чаще всего хромом, титаном, вольфрамом и другими. В сочетании с одним из таких элементов изделия, как С, В, N или Si, образуются карбидные, боридные, нитридные или силицидные покрытия, обладающие высокой износостойкостью.

Процесс насыщения поверхности стали указанными элементами заключается, как правило, в том, что в среду, содержащую тот или иной элемент (в твердом, газовом или жидком состоянии), помещают деталь и производят нагрев ее вместе со средой до температур от 500...560 °С при азотировании в среде аммиака, 900...950 °С при цементации в твердом, газовом или жидком карбюризаторе и до 1200...1300 °С при диффузионном хромировании, титанировании, борировании и выдержке определенного времени при указанных температурах [55].

Упрочнение *ручной наплавкой* осуществляется обычно электрической дугой и наплавочными электродами типа Т-590, ОЗИ-6, ОЗИ-3, ЭН-60Н и др. Главные параметры режима ручной наплавки; диаметр электрода, сила тока, напряжение, скорость наплавки, длина дуги [55].

Индукционная наплавка осуществляется на высокочастотных установках.

Плазменная наплавка может осуществляться двумя способами:

- упрочнение материалов в твердом агрегатном состоянии;
- упрочнение производится на расплавленную подложку.

Массовое использование получил способ плазменного упрочнения без оплавления поверхности из-за возможности задавать необходимые свойства модифицируемой детали без ущерба для качества упрочненного слоя.

Наибольшее распространение в настоящее время получили несколько видов плазменного упрочнения:

- насыщение поверхностного слоя легирующими элементами;
- закалка без оплавления поверхности;
- процесс быстрого оплавления с закалкой при кристаллизации выше критической скорости охлаждения.

В исследованиях покрытий, полученных плазменной закалкой, приводятся данные о их механических свойствах, в частности отмечается, что свойства покрытий различаются от количества углерода в стальной подложке, процента легирования, её твердости.

К примеру, микротвердость поверхности сталей после плазменной закалки с содержанием углерода менее 0,3 %, не превышает 6600 МПа. При содержании углерода в сталях в диапазоне 0,4-0,6 %, наблюдается значительное увеличение микротвердости поверхности. Значения микротвердости мартенсита в закаленной по предложенной технологии стали 20 не превышала 6000 МПа, тогда как сталь 45 имела до 8000 Мпа [52].

Технология *плазменного легирования* основана на возможности насыщения металлических поверхностей различными химическими элементами, в частности, кремнием, хромом, азотом и другими элементами.

Например, при насыщении металлической поверхности углеродом (цементация), одновременно проводится её закалка. Для этого используют газы, имеющие в своем составе данный элемент, к примеру углекислый газ. В результате данного технологического приема твердость поверхности стали 45 повышается до 720 HV, для стали 65Г до 810 HV [52].

Особенностями технологии плазменного легирования являются: недостаточная глубина (до 0,5 мм) упрочнения поверхностного слоя для рабочих

органов почвообрабатывающих орудий, образование напряжений сжатия в упрочненном слое.

Сущность *газотермического напыления* заключается в том, что на предварительно подготовленную поверхность детали наносятся помощью струи сжатого воздуха или другого газа мелкие частицы металла расплавленном или пластическом состоянии. При ударе о поверхность детали частицы металла деформируются, внедряются в поры и неровности поверхности детали и образуют покрытие. Соединение частиц металла с деталью и между собой носит как механический характер, так и характер сварки. Охлаждаясь, частицы металла затвердевают и сжимаются, сцепляясь с основным металлом.

Упрочнение методами закрепления на наиболее изнашиваемых участках рабочих органов *износостойких пластин*, накладок, других элементов с помощью сварки, клея, пайки, винтов применяют для лемехов, полевых досок плугов, стрельчатых лап культиваторов. Методы характеризуются как малопроизводительные, однако они обеспечивают, как правило, высокий ресурс рабочих органов.

Композиционные (клеяабразивные) покрытия применяют для упрочнения быстроизнашиваемых участков таких деталей, как отвал, полевая доска, лицевая поверхность носовой части лемеха, дисковые рабочие органы. Сущность этого метода заключается в замене трения металл-почва на трение почва-почва или композиционное (клеяабразивное) покрытие — почва. Наплавочные валики или композиционные покрытия забиваются почвой и защищают рабочий металл органа изнашивания. В этом случае несколько повышается коэффициент трения рабочий орган-почва, однако экономия на расходах на замену рабочих органов результате их изнашивания может перекрыть увеличение затрат на топливо в результате сопротивления перемещению почвообрабатывающей машины [55].

Рассмотренные методы повышения долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин имеют свои достоинства и недостатки, однако позволяют сделать вывод о необходимости разработки новых износостойких

сталей и способов термической обработки с минимальными экономическими затратами.

1.4. Выводы по главе и задачи исследования

На основании результатов анализа литературных источников можно сделать основные выводы и сформулировать задачи исследования.

Рабочие органы почвообрабатывающих машин эксплуатируются в особо тяжелых условиях. Под воздействием климатических и эксплуатационных факторов конструкции рабочих органов подвергаются абразивному и коррозионному износу, а также знакопеременным и ударным нагрузкам.

В связи с повышением скорости вспашки, в настоящее время она составляет более 10 км/ч, и использование высокопроизводительной СХТ большой массы, приводящие к уплотнению почвы. Все эти моменты значительно повышают динамическую нагрузку на рабочие органы. В связи с этим повышаются не только материальные затраты с частой заменой рабочих органов, но и с простоями СХТ и, как следствие, нарушениям графика сельскохозяйственных работ.

Зарубежные аналоги рабочих органов имеют комплекс преимуществ, таких как износостойкость, конструкционная прочность и т.д., в результате, их ресурс в 2 и более раз больше. Несмотря на более высокую цену на рынке, сельхозпроизводитель отдавал предпочтение зарубежным аналогам. В связи с сложившимися обстоятельствами в настоящее время стоит остро вопрос импортозамещения. Имеет место быть три направления в вопросах создания рабочих органов, не уступающих по качеству зарубежным аналогам:

- использование новых материалов;
- разработка новых конструкций;
- высокоэффективная технология производства.

Таким образом, целью настоящей работы является изучение процесса износа материалов, используемых для производства рабочих органов, а также зависимость

конструкции и технологии изготовления на износостойкость рабочих органов в целом.

Исходя из вышеперечисленных целей, необходимо решить следующие задачи:

1. Разработать новую рецептуру стали, обеспечивающую повышение ресурса рабочих органов почвообрабатывающих машин;

2. Оптимизировать режимы, упрочняющей термической обработки для изготовления листового проката и плоских деталей рабочих органов;

3. Изготовить опытную партию листового проката;

4. Провести лабораторные и стендовые исследования физико-механических свойств полученной стали;

5. Разработать технологию упрочнения рабочих органов методом приварки, а также закрепления на наиболее изнашиваемые участки износостойких пластин;

6. Оценить износостойкость и работоспособность рабочих органов, изготовленных из разработанной, стали в полевых условиях в супесчаной почве;

7. Определить технико-экономическую эффективность внедрения результатов исследования в производство.

ГЛАВА 2. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЕЙ

2.1. Влияние химического состава сталей на их износостойкость

Сопротивление сталей износу зависит от механических свойств сплава, таких как твердость, прочность и ударная вязкость. Повысить значения механических свойств можно путем изменения химического состава, а также методов и режимов термической обработки. Рассмотрим влияние основных химических элементов, входящих в состав углеродистой стали, а также легирующих элементов, добавляемых специально, на механические свойства и, следовательно, износостойкость.

Цементит является самой твердой фазой в стали, его твердость в несколько раз больше, чем у остальных фаз и структур, следовательно, с ростом содержания углерода должна расти твердость железоуглеродистого сплава. Это утверждение иллюстрируется рис. 2.1.

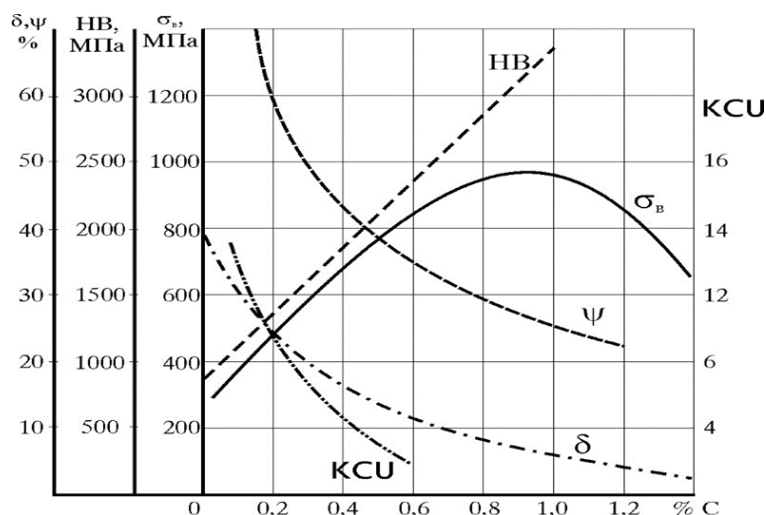


Рисунок 2.1 – Влияние содержания углерода на механические свойства сталей

Излишнее повышение твердости не целесообразно, поскольку снижается пластичность и ударная вязкость стали, вызывая охрупчивание и приводя к

микрорастрескиванию материала и скалыванию его частиц под действием внешних сил.

Тенденция изменения прочности не столь единообразна: при возрастании содержания углерода до 0,6 % происходит линейное нарастание значений, в интервале от 0,6 % до 0,9 % нелинейное, а затем значения падают. Полученная зависимость объясняется появлением в структуре заэвтектоидной стали хрупкого вторичного цементита в виде тонкой оболочки вокруг перлитных зерен, приводящим к разрушению стали при растяжении.

Технологические свойства сталей также зависят от количества углерода в них. При росте количества углерода уменьшается жидкотекучесть, объёмная и линейная усадка, склонность к ликвации, образованию трещин и газопоглощению, обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость.

Детали и рабочие органы машин сельскохозяйственного назначения наиболее часто изготавливают из среднеуглеродистых сталей с содержанием углерода 0,3-0,4 %: 30, 30 ХГСА, 45, в отдельных случаях применяют пружинную сталь 65Г. Изделия подвергают закалке при температуре 800 – 850 °С и высокому отпуску при 400 – 500 °С. Из представленных данных в табл. 2.1 видно, что увеличение содержания углерода повышает значения прочностных характеристик, но снижает ударную вязкость. Аналогичное влияние оказывают многие легирующие элементы.

Таблица 2.1 – Зависимость механических свойств сталей от содержания углерода.

| Механические свойства сталей | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | KCV, Дж/см ² |
|------------------------------|----------------------|------------------|-------------------------|
| Сталь 30 | 420 | 560 | 90 |
| Сталь 30Г2 | 345 | 590 | 4,5 |
| Сталь 30ХГСА | 690 | 880 | 5,9 |
| Сталь 45 | 830 | 980 | 5,9 |

Помимо карбида, в стали присутствуют оксиды, гидриды, нитриды железа, образующиеся в результате его взаимодействия с растворенными в стали в газообразном состоянии кислорода, водорода и азота. Газы могут содержаться в

сталей как в молекулярном виде, так и в виде атомов или ионов, распределенных между атомами и ионами жидкого металла или внедренных в кристаллическую решетку металла и образующих твердые растворы внедрения и замещения. Даже при очень малой концентрации, газы значительно влияют на свойства металла, поэтому вопросам удаления газов из металла всегда уделяют особое внимание.

Растворимость газов в стали в сильной степени зависит от температуры [66].

Зависимость для азота представлена на рис.2.

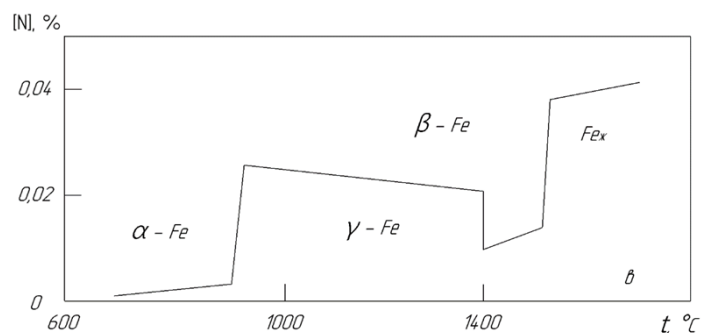


Рисунок 2.2 – Зависимость содержания азота в стали от температуры

Изменение структуры и свойств сталей производят введением в нее химических элементов, которые растворяются в феррите и аустените, образуя твердые растворы внедрения или замещения, или образуют карбиды и карбонитриды.

Многие легирующие элементы упрочняют феррит, особенно сильно кремний и марганец (рис. 2.3). Но при этом снижается ударная вязкость.

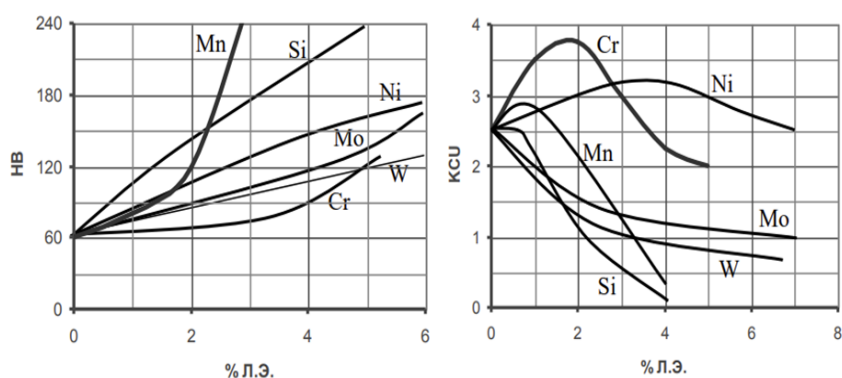


Рисунок 2.3 – Изменение твердости и ударной вязкости стали при увеличении количества легирующих элементов.

Хром и, особенно, никель меньше других снижают вязкость. Никель ее практически не уменьшает, но значительно снижает порог хладноломкости (температуру, при которой сталь из вязкого переходит в хрупкое состояние). Возможность достижения большой прочности при сохранении достаточно высокой пластичности делает никель и хром важнейшими легирующими элементами в стали.

Большинство легирующих элементов, особенно марганец, понижают температуры начала и окончания превращения аустенита в мартенсит, тем самым увеличивая количество остаточного аустенита в стали.

Подавление образования цементита и/или замедление образования ϵ -карбида можно достичь за счет повышения содержания кремния. Именно образование цементита в сталях является причиной понижения их предела текучести ниже 1000 МПа.

Для повышения износостойкости стали требуется, чтобы они имели достаточную прокаливаемость. В качестве легирующих элементов для повышения прокаливаемости сталей используют марганец и бор [5, 2]. То есть добавление Mn имеет двойную цель: снижение температуры начала мартенситного превращения и отсрочка бейнитного превращения аустенита. Кроме того, бор, образуя равновесные сегрегации по границам аустенитных зерен, не только замедляет перлитное превращение, увеличивая прокаливаемость, но и понижает размер исходных аустенитных зерен.

Твердые растворы внедрения всегда являются ограниченными. Их образуют элементы с малыми атомными радиусами: В – 0,091 нм; С – 0,077 нм; N – 0,071 нм; O – 0,063 нм; H – 0,046 нм. Атомы внедрения располагаются в октаэдрических или тетраэдрических порах.

Образование твердых растворов внедрения происходит в соответствии с условиями Хэгга:

1. Размер атома внедрения должен быть больше размера поры: $R_{\text{поры}} < R_x$, иначе не будет прочной связи между атомами растворителя и атомами внедрения;

2. $R_x/R_{Me} < 0,59$. Это соотношение выполняется для эффективных радиусов элементов, которые меняются в растворе (по сравнению со свободным атомом).

Повышение прочности феррита происходит за счет образование твердых растворов легирующих элементов в железе с решеткой ОЦК, причем при легировании атомами нескольких элементов, каждый из них оказывает влияние на прочность их совместное действие подчиняется правилу аддитивности.

Прочность феррита сильно зависит от диаметра зерна d , что определяется соотношением Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + K_y d^{-\frac{1}{2}},$$

где σ_i – напряжение трения решетки (предел текучести в отсутствии сопротивления со стороны границ); K_y – коэффициент, характеризующий вклад границ в упрочнение.

Значение напряжения трения решетки феррита зависит от многих факторов, основным из которых является присутствие дисперсных частиц.

Недостатком процесса упрочнения феррита является снижение пластичности и ударной вязкости.

В специальных легированных сталях аустенит может быть основной структурной составляющей, в остальных сталях он является стабильной фазой при температурах выше A_{C3} .

Основными типами упрочнения аустенита являются твердорастворное и деформационное. Первый тип упрочнения обеспечивается главным образом атомами азота и углерода, которые растворяются в аустените гораздо лучше, чем в феррите. Большой вклад в повышение прочности аустенита вносят и α -стабилизаторы (W, Mo, V, Si), γ -стабилизаторы упрочняют аустенит незначительно.

В аустените эффективно деформационное упрочнение: предел текучести существенно повышается с повышением плотности дислокаций. Структурное упрочнение также имеет место, однако степень структурного упрочнения аустенита существенно ниже, чем феррита.

Главными упрочняющими фазами в сталях являются карбиды, нитриды и карбонитриды. Их кристаллические решетки резко отличаются от решеток соответствующих металлов, обладают большей твердостью, но меньшей пластичностью и вязкостью.

Карбиды являются фазами внедрения, образуются между металлами, имеющими электроны на d и f орбиталях, и углеродом. При образовании карбидов и нитридов сохраняется металлический характер связи. Моноатомные карбиды и нитриды металлов, стоящих в IV и V группе таблицы Д. И. Менделеева, имеют простые кристаллические решетки, в то время как многоатомные карбиды и нитриды металлов VI - VIII групп образуют сложные кристаллические структуры, их химический состав зависит от содержания легирующего элемента в сплаве. Например, карбид Cr_7C_3 имеет сложную ГПУ-решетку и встречается в сталях с невысоким содержанием хрома. Карбид $Cr_{23}C_6$ образуется в сталях с повышенным содержанием хрома. В нем растворяются Fe, W, Mo, их атомы могут занимать только определенные позиции в решетке карбида. Дальнейший рост количества W и Mo приводит к трансформации $Me_{23}C_6$ в Me_6C , у которого гранецентрированная тетрагональная решетка. Цементит имеет ромбическую решетку и является наименее стойким по сравнению с карбидами легирующих элементов.

Наибольшей склонностью к образованию химических соединений с углеродом и азотом обладают ванадий, ниобий, титан, цирконий. Они образуют прочные и устойчивые к распаду при нагреве соединения, трудно растворимые в аустените. К тому же указанные элементы препятствуют укрупнению зерен стали при нагреве, процесс замедлен во времени и по температуре (рис. 2.4).

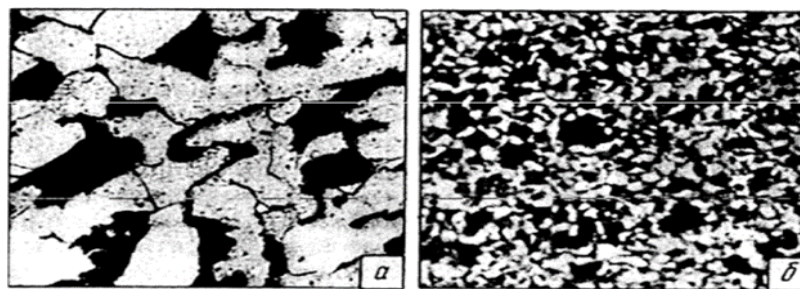


Рисунок 2.4 – Структура стали 30Г2 (а) и 30Г2 при введении азота и ванадия (б). х

Установлено, оптимальная концентрация ванадия в низкоуглеродистой стали должна составлять до 0,12 %, ниобия - до 0,06 %, титана - до 0,03 % [73]. Превышение этих концентраций нецелесообразно. Малорастворимые примеси стремятся перейти на границы, являющиеся областями с меньшей плотностью, обогащают границы зерен и охрупчивают металл.

При разработке химического состава исследуемых сталей следовали указанным выше рекомендациям по количеству легирующих элементов.

Влияние легирующих элементов на термодинамически равновесный фазовый состав сталей зависит от температуры нагрева и вида термической обработки. Для оптимизации химического состава сталей и режимов термообработки необходимо проводить анализ многокомпонентных диаграмм состояния. При этом целесообразно применять математическое моделирование.

В настоящей работе выполнение термодинамических расчетов и построение фазовых диаграмм проводили с помощью программы Thermo-Calc, которая показала высокую сходимость результатов определения температур фазовых превращений, полученных экспериментальным путем и расчетным методом. Для анализа влияния режимов термической обработки на фазовый состав сталей с различным химическим составом был проведен расчет равновесного фазового состава в широком интервале температур. При этом использовали базу данных для сталей TCFe 7. Пример температурных зависимостей равновесного фазового состава стали представлен на рисунке 2.5.

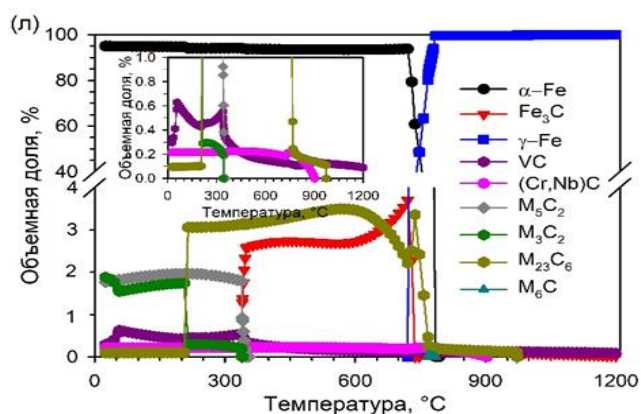


Рисунок 2.5 – Пример зависимости фазового состава стали от температуры, рассчитанный в программе Thermo-Calc

С повышением температуры программа Thermo-Calc предсказывает выделение частиц MX, M₆C, M₃C₂, M₅C₂, M₂₃C₆ и Fe₃C. При температуре 900 °C равновесными являются частицы фаз MX, и M₂₃C₆. При понижении температуры до 350 °C происходит выделение частиц Fe₃C и рост объемных долей фаз MX и M₂₃C₆. При температуре 280 °C происходит растворение частиц Fe₃C и выделение частиц M₃C₂ и M₅C₂, с дальнейшим уменьшением температуры до 230 °C наблюдает рост их объемных долей в то время, как объемная доля MX и M₂₃C₆ уменьшается. Согласно анализу химического состава частиц MX, в них наблюдается двухфазное разделение на частицы, обогащенные Nb и Cr и частицы, обогащенные V. При температуре 900 °C карбид MX обогащен Nb и C, а дальнейшее понижение температуры приводит к понижению массовой доли Nb в 2,5 раза и насыщению фазы Cr.

Учитывая механические свойства выделяющихся в стали карбидов различного состава, в том числе обогащенных легирующими элементами, можно, изменяя химический состав и параметры термической обработки, создать стали, обладающие требуемым набором свойств, в том числе высокой износостойкостью.

2.2. Влияние термической обработки на механические свойства сталей

Обработка Q&P является перспективной для широкого промышленного применения, поскольку она позволяет повышать пластичность и ударную вязкость с помощью TRIP-эффекта (TRIP - transformation induced plasticity - пластичность, наведенная превращением) в сравнительно недорогих низколегированных сталях. Как правило, такая обработка применяется для низко- или среднеуглеродистых сталей (0,10 – 0,45 % C), также содержащих 1,5 – 3,0 % Mn, до 0,5 % Cr, 0,006 – 1,0 % Al и 1,5 – 2,5 % Si [28]. Для высокоуглеродистых сталей обработка Q&P используется реже.

Обработка Q&P позволяет не только получать структуру, состоящую из мартенсита и остаточного аустенита, но и контролировать объемную долю этих

составляющих. Такую структуру получают с помощью термической обработки, состоящей из трех ступеней (рис. 2.6) [106].

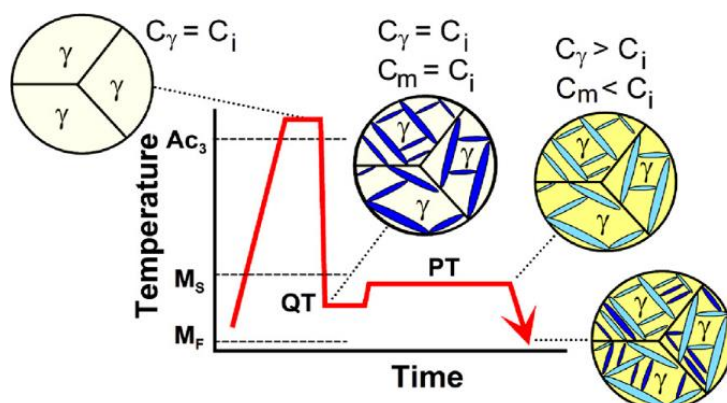


Рисунок 2.6 – Схематическое изображение процесса обработки “Q&P” для получения мартенситной матрицы с остаточным аустенитом в виде пленок. C_i , C_γ и C_m – содержание углерода в исходном состоянии, в аустените и в мартенсите, соответственно. QT - температура закалки, PT - температура распределения (углерода)

На первой ступени сталь нагревают до температуры на 30-50 К выше точки A_{c3} для аустенитизации. Вторая ступень представляет собой закалку (стадия “Quenching”) в горячей среде, в качестве которой выступает расплавленная соль или олово, ниже температуры начала мартенситного превращения M_s , но выше температуры окончания мартенситного превращения M_f для получения мартенсита и остаточного аустенита. На третьей ступени обработки сталь нагревают в горячей среде до температуры, при которой скорость диффузии углерода достаточна для его перераспределения (от англ. Partitioning) из мартенсита в остаточный аустенит.

В некоторых случаях температура распределения равна температуре закалки, тогда сталь выдерживают для распределения углерода при температуре закалки. В этом случае обработка будет двухступенчатой. Далее сталь охлаждают на воздухе. При насыщении аустенита углеродом на стадии распределения, его термодинамическая стабильность увеличивается, поэтому при охлаждении он сохраняется в микроструктуре. С помощью такой обработки можно достичь

предела прочности до 2000 МПа при сохранении величины удлинения после разрыва около 25 %. В работах [99,90,102,110] показано, что перераспределение углерода от мартенсита в тонкие пленки остаточного аустенита происходит во время охлаждения или при изотермической выдержке сталей, содержащих легирующие добавки, после мартенситного превращения. Концентрация углерода в остаточном аустените может достигать значений 1,04 %, при среднем содержании в стали 0,27 мас. %.

В работе [100] было оценено количество углерода в остаточном аустените, которое составило около 0,55-1,0 мас. % углерода при его среднем содержании в стали 0,27 мас. %. В работе [97] показано, что содержание углерода в пленках остаточного аустенита и пластинах мартенсита составило 1,03 мас. % и 0,08 мас. %, соответственно, при среднем содержании углерода в стали 0,2 мас. %. Так же ранее, была зафиксирована разница 1,9 ат. % в концентрации углерода между мартенситной матрицей и тонкой пленкой остаточного аустенита после отпуска мартенсита в 1,0 ат. % углеродистой стали.

Обработка Q-P-T (закалка с распределением и отпуском) рекомендуется, когда необходимо получить более высокие прочностные свойства стали [28]. Кроме того, мартенситные стали, обработанные технологией Q-P-T, имеют долю остаточного аустенита выше, чем у Q&T сталей, что приводит к более высокой пластичности. Микроструктура сталей после обработки Q-P-T обычно содержит около 5% остаточного аустенита, причем значительная доля находится между мелкозернистым реечным мартенситом, содержащим дисперсные комплексные карбиды и наноразмерные карбонитриды [114,92]. Повышение прочности достигается, в основном, за счет механизма дисперсионного упрочнения из-за выделения однородно распределенных частиц карбидов и карбонитридов в процессе отпуска [81,91]. Известно, что реечный мартенсит дает ограниченную вязкость. Поэтому в сталях, обрабатываемых по режиму Q-P-T, вязкость зависит от количества остаточного аустенита и его распределения. Пластины аустенита толщиной ~ 10 нм, которые располагаются между рейками мартенсита, способствуют повышению пластичности и трещиностойкости сталей [92].

При отпуске из мартенситной матрицы происходит выделение наноразмерных карбидов, обеспечивающих дисперсионное упрочнение в сталях. Для образования наночастиц, стали, обрабатываемые по режиму Q-P-T, должны содержать карбидообразующие элементы, такие как ниобий, ванадий и / или молибден [92]. Также, Nb, Mo и V способствуют измельчению зерен, дополнительно обеспечивая зернограничное упрочнение. Стали, обрабатываемые по режиму Q-P-T, должны содержать менее 0,5 мас. % углерода, чтобы избежать образования цементита, который может вызвать охрупчивание при закалке и отпуске [92].

Термомеханическую обработку, включающую деформацию стали в области метастабильного аустенита, называют аусформингом [98]. При аусформинге деформация осуществляется в интервале температур от A_{r1} до M_s , после чего следует закалка на мартенсит для исключения бейнитного / перлитного превращения. В отечественной литературе технология аусформинг также известна как низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) [82,109].

Структурные механизмы, ответственные за повышение прочности после аусформинга, связаны с наследованием мартенситом дефектов, образовавшихся в процессе горячей обработки аустенита [82,103]. Было показано, что наследованная дислокационная структура деформированного аустенита обеспечивает повышение прочности независимо от измельчения зеренной структуры аустенита [104]. Наиболее важными унаследованными структурными/субструктурными элементами являются дислокационные клубки, субграницы и мелкодисперсные частицы карбидов. Таким образом, аусформинг контролируется двумя основными процессами, а именно пластической деформацией метастабильного аустенита и последующим мартенситным превращением. Пластическая деформация при аусформинге может осуществляться различными методами, такими как прокатка и ковка для крупносерийного производства.

Наиболее важными параметрами обработки являются температура и степень деформации [82]. Различное влияние горячей деформации на последующее

мартенситное превращение связано с изменением механизма данного превращения [105]. На формирование пластинчатого мартенсита почти не влияет предыдущая горячая обработка, тогда как формирование реечного мартенсита может быть сдержано за счет стабилизации аустенита при предварительной деформации со степенью более 20 %. Такое различное влияние предварительной горячей деформации на мартенситное превращение объясняется различным влиянием дислокационной субструктуры аустенита на рост мартенситных пластин и реек. При этом прочность реечного мартенсита существенно зависит от степени наклепа аустенита в области малых деформаций, где плотность дислокаций сильно зависит от степени деформации. Температура M_s увеличивается с увеличением степени предварительной деформации до критического значения, а затем уменьшается с выходом на постоянный уровень [109].

Повышение температуры аусформинга может приводить к нежелательным превращениям, таким как образование крупнозернистого и/или пластинчатого бейнита, что увеличивает размер кристаллитов и снижает упрочнение [87]. Напротив, снижение температуры аусформинга повышает эффективность горячей деформации для формирования субструктуры с высокой плотностью дислокаций в аустените. Более того, уменьшение температуры способствует измельчению микроструктуры, что положительно сказывается на ударной вязкости [93]. Температура и степень деформации при аусформинге должны быть оптимизированы для получения наименьшего размера зерен аустенита с высокой плотностью дислокаций и уменьшения рабочей нагрузки.

Углерод является важным легирующим элементом, определяющим механические свойства сталей, подвергаемых аусформингу [82]. Как правило, повышение содержания углерода увеличивает прочность сталей после аусформинга, хотя эффективность упрочнения углеродом снижается по мере увеличения его содержания. Другие легирующие элементы также могут значительно влиять на свойства данных сталей [82,109]. Такие элементы, как хром и молибден, оказывают положительное влияние на механические свойства сталей, предназначенных для аусформинга. Эти элементы разделяют диапазоны

превращений перлита и бейнита, и, следовательно, расширяют область метастабильного аустенита, облегчая выбор подходящих условий обработки. С другой стороны, карбидообразующие элементы приводят к образованию мелкодисперсных частиц, которые выделяются в аустените в процессе горячей обработки, повышая прочность сталей.

Несмотря на значительное распространение использования аусформинга для улучшения механических свойств конструкционных сталей, его применимость имеет некоторые ограничения. Самым серьезным недостатком аусформинга является необходимость обеспечения стабильности переохлажденного аустенита. Повышенный спрос на высокопрочные низколегированные стали с высокой ударной вязкостью при пониженных температурах стимулировал исследование различных режимов аусформинга. Это позволило найти оригинальное решение проблемы снижения ударной вязкости. Оно заключается в горячей прокатке сталей в диапазоне температур стабильного аустенита с последующей закалкой до мартенсита и последующим отпуском. Такой метод обработки получил название модифицированного аусформинга, чтобы отличить его от классического аусформинга, который включает в себя горячую обработку метастабильного аустенита [110,112]. Модифицированный аусформинг также известен как высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) [82,109].

2.3 Эксплуатационные факторы, влияющие на износ рабочих органов почвообрабатывающих машин

При выполнении технологии почвообработки, почвообрабатывающие агрегаты комплектуются сменными рабочими органами: плоскорезной и стрельчатой рыхлительными лапами, рыхлителями, плугами, дисковые ножи и т.д. В процессе их работы они подвергаются динамическим нагрузкам, абразивному износу эксплуатационной средой, климатическим факторам и химическому воздействию агрохимии. Все эти факторы приводят к интенсивному износу

рабочих органов. Причем характерной особенностью почвообрабатывающих и посевных агрегатов является их кратковременное периодическое использование по назначению и длительное хранение. Как правило, плуги используют весной при вспашке в течение 11 – 14 дней, осенью – 50 – 60 дней, зерновые сеялки при осеннем и весеннем севе – 20 – 40 дней.

За время использования почвообрабатывающих агрегатов по назначению происходит коррозионно-механическое изнашивание рабочих органов, а при хранении разрушение металла, вызванное электрохимической и биокоррозией. Натурные испытания показали, что в сельской местности средние потери стали за год составляют 140 г/м² или 0,035 мм толщины образца. Кроме того, атмосферная коррозия снижает усталостную прочность деталей и элементов конструкций, работающих при переменных нагрузках.

Анализ закономерностей перемещения частиц по поверхности рабочих органов почвообрабатывающих агрегатов, характера и величины действующих при изготовлении почвообрабатывающих органов.

Механизм абразивного изнашивания

Важное значение для абразивного изнашивания имеет фракционный состав почвы и рабочая скорость почвообрабатывающего агрегата. Для большинства районов нечерноземной зоны РФ фракционный состав почв представлен в таблице 2.2 [33]

Таблица 2.2 – Фракционный состав почвы

| Номер почвы | Процентное содержание фракций частиц размером (мм) | | | | | | | | | |
|-------------|--|-------|---------|------------|-------------|-------------|-------------|--------------|---------------|---------|
| | > 3 | 3 – 1 | 1 – 0,5 | 0,5 – 0,25 | 0,25 – 0,10 | 0,10 – 0,05 | 0,05 – 0,01 | 0,01 – 0,005 | 0,005 – 0,001 | < 0,001 |
| 1 | 0,78 | 1,81 | 2,640 | 20,93 | 20,34 | 20,30 | 14,9 | 8,70 | 3,50 | 6,1 |
| 2 | 1,00 | 0,64 | 0,210 | 9,47 | 9,58 | 19,10 | 32,5 | 8,15 | 9,15 | 10,2 |
| 3 | 0,00 | 0,03 | 0,20 | 1,61 | 2,16 | 17,58 | 50,9 | 8,70 | 7,70 | 11,3 |

Продолжение таблицы 2.2

| | | | | | | | | | | |
|---|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|------|
| 4 | 0,13 | 0,83 | 0,380 | 6,93 | 7,38 | 16,55 | 36,6 | 8,00 | 9,90 | 13,3 |
| 5 | 12,36 | 7,035 | 5,780 | 17,93 | 20,70 | 8,90 | 14,4 | 3,30 | 2,20 | 7,4 |
| 6 | 0,00 | 0,01 | 0,010 | 1,38 | 1,92 | 22,88 | 46,4 | 8,40 | 9,40 | 9,6 |
| 7 | 0,00 | 0,00 | 0,005 | 0,55 | 1,07 | 26,77 | 49,9 | 7,00 | 6,10 | 8,6 |
| 8 | 0,86 | 0,65 | 0,870 | 15,69 | 22,50 | 31,73 | 13,5 | 4,10 | 3,50 | 6,6 |
| 9 | 0,24 | 0,37 | 0,530 | 13,51 | 14,86 | 27,19 | 25,1 | 5,60 | 3,50 | 9,1 |

Анализ минералогического состава показал, что наиболее распространенным минералом является кварц, составляющий около 75 – 85 % почвы. [71]

Для определения износа рабочих органов была использована смесь песчаной с размером частиц от 1,5 Мк до 2,8 Мк и глинистой почвы. Следует отметить, что не каждая частица на границе раздела почвы – поверхность металла вступает в контакт, а скорость относительного перемещения частиц почвы значительно скорости рабочего органа почвообрабатывающего агрегата. Причем значительная часть частиц имеет округлую форму и в процессе движения по поверхности рабочего органа занимает более устойчивое поражение по отношению друг другу и к изнашиваемой поверхности. Таким образом, почву в процессе перемещения в ней рабочего органа можно рассматривать, как твердое тело с шероховатой поверхностью и подвижным граничным слоем.

Трущиеся поверхности деталей, даже при тщательной обработке, имеют выступы и впадины и в процессе трения соприкасаются в пятнах касания [41]: а) номинальную (геометрическую) S_n , очерченную внешними размерами соприкасающихся тел; б) контурную S_k , образованную объемным смятием тела, на которой расположены элементарные площадки касания; в) фактическую S_f , представляющую сумму элементарных площадок контакта.

Площадь фактического контакта в условия контактирования шероховатых поверхностей И. В. Крагельский представил аналитически как функцию сближения этих поверхностей в случае хаотического расположения выступов:

$$S_{\phi} = \sqrt{\frac{2N_j}{R}}, \quad (2.1)$$

где: N – общая величина давления;

j – тангенс угла наклона прямой опорной поверхности (тангенс гладкости);

R – коэффициент жесткости, зависящий от радиуса пятна касания (r).

Коэффициент жесткости можно определить по формуле:

$$R = \frac{E}{2r(1 - \mu^2)},$$

где: μ - коэффициент Пуассона;

E – модуль упругости.

Фактическая площадь касания, согласно уравнению (2.1), возрастает при увеличении гладкости поверхности, нагрузки и уменьшения ее жесткости.

Исследования, проведенные М. М. Севернева [33] с использованием абразивной среды: тяжелая супесь, суглинок, глину, песок разных фракций с включением металлических опилок показали:

– увеличение нагрузки приводит к увеличению зоны контакта;

– количество частиц, участвующих в абразивном износе, составляет 8 – 10 %, а остальные выходят из зоны контакта и при перемещении наносят царапины на коротком участке перемещения.

При относительном движении двух соприкасающихся твердых тел целесообразно различать скорость относительного движения контактирующих точек $v_{\text{отн}}$, скорость перемещения первого тела по поверхности второго v_{1-2} и скорость перемещения второго по поверхности первого v_{2-1} . В основу изучения скорости относительно перемещения частиц положены законы земледельческой механики при условии рассмотрения нефиксированного абразива как дисперсной среды, составляющей из твердой, жидкой и газообразной фазы. Согласно теории, разработанной В. П. Горячкиным, в основу которой был положен угол ψ , характеризующий отклонение абсолютной траектории перемещения частицы почвы от нормали к рабочей поверхности рис. 2.7.

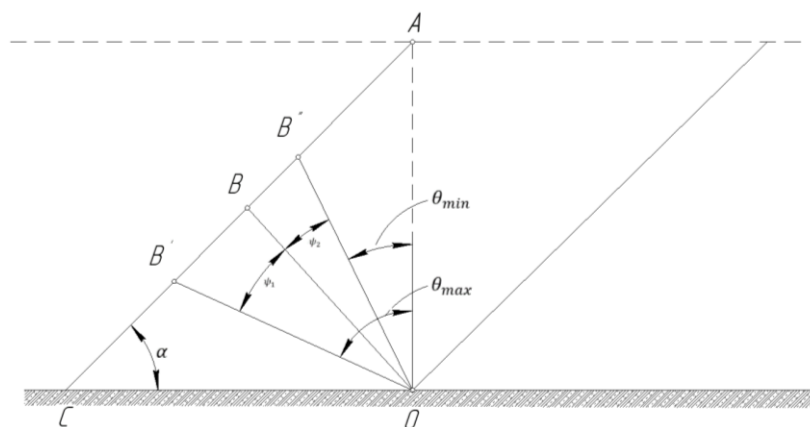


Рисунок 2.7 – Отклонения абсолютной скорости перемещения частиц почвы от нормали к рабочей поверхности клина

Из общих положений клина следует:

- $\psi = 0$ перемещение частиц почвы в направлении к нормали при уплотнении почвы;
- $\psi_2 = -\frac{\alpha}{2}$ при подъеме пласта, когда образующая трещина направлена горизонтально и пласт почвы упруго перемещается по клину без уплотнения.

Согласно рис. 3, наименьший угол θ отклонения движения частиц почвы от идеального направления будет соответствовать условию:

$$\theta_{min} = \alpha - \psi_2.$$

Следовательно, $\psi_2 = \left| \frac{\alpha}{2} \right|$, $\theta = \frac{\alpha}{2}$. Угол $\theta = \frac{\alpha}{2}$ следует считать минимально возможным, а условия, при которых достигается такое отклонение, наилучшим с точки зрения энергозатрат и совершенства процесса перемещения. Когда направление перемещение частиц совпадает с нормалью: $\theta = 90 - \alpha$. В случае отклонения на угол ψ_1 (случай перемещения разрыхленной почвы): $\theta = \alpha + \psi$.

Таким образом, отклонение перемещения частиц почвы от идеального находится в пределах: $\theta_{min} = \frac{\alpha}{2}$; $\theta_{max} = \alpha + \psi$.

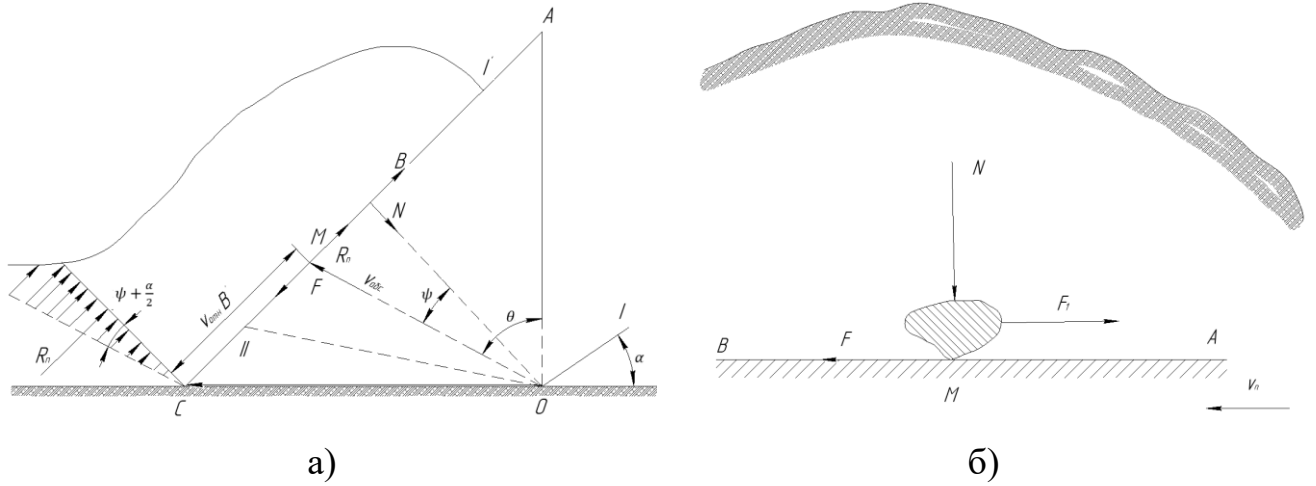


Рисунок 2.8 – Схема действия сил на контактируемую частицу при перемещении:
 а) по рабочей поверхности двугранного клина; б) по пластинке при $\alpha = 0$

Согласно рис. 2.8, (а, б) работа сил, увлекающих частиц почвы по направлению перемещения клина и препятствующих увлечению на пути возможных перемещений, равна 0.

$$(F - R_n)CM - F_1BM = 0$$

где: $BM = OC \sin \alpha \operatorname{tg} \psi$;

$$CM = CB - BM = OC \cos \alpha - OC \sin \alpha \operatorname{tg} \psi.$$

Итоговая формула имеет вид:

$$\operatorname{tg} \psi = \frac{F - R_n}{F + F_1 - R_n} \operatorname{ctg} \alpha; \quad (2.2)$$

Исходя из равенства:

$$F = Nf,$$

где: N – нормальное давление;

f – коэффициент трения почвы о рабочую поверхность.

При условии, что сила сцепления частиц F_1 равна силе трения $F_1 = Nf_1$. После подстановки в уравнение (2.2) вместо F и F_1 их значение и разделив числитель и знаменатель на N , получим:

$$\operatorname{tg} \psi = \frac{f - \xi}{f + f_1 - \xi} \operatorname{ctg} \alpha; \quad (2.3)$$

где: $\xi = \frac{R_n}{N}$

Уравнение (2.3) справедливо при углах $\alpha > 0$ и характеризует перемещение частиц по двугранному клину. Оно позволяет, зная коэффициенты трения почвы о рабочую поверхность клина и о почву, нормальное давление и сопротивление сжатию ее, определить направление перемещения частиц почвы по клину при различных углах его установки. Усилие подпора, действующее на частицы почвы активного слоя, очень мало и не оказывает существенного влияния. Поэтому перемещения частиц в активной зоне можно определять по уравнению:

$$\operatorname{tg}\psi = \frac{f}{f + f_1} \operatorname{ctg}\alpha.$$

При скорости движения клина v_n , относительная скорость перемещения:

$$v_{\text{отн}} = v_n \frac{\cos \cos (\alpha + \psi)}{\sin \sin \psi}.$$

Минимальная и максимальная скорость перемещения частиц толщине пласта:

$$v_{\text{отн.min}} = \frac{v_n \cos \cos (\alpha + \psi')}{\sin \sin \psi'},$$

$$v_{\text{отн.max}} = \frac{v_n \cos \cos (\alpha + \psi'')}{\sin \sin \psi''},$$

где: ψ' – угол отклонения абсолютной скорости перемещения частиц активного слоя от нормали к рабочей поверхности клина;

ψ'' – угол отклонения абсолютной скорости частиц, находящихся выше активной зоны, от той же нормали.

Процесс изнашивания рабочих органов почвообрабатывающих агрегатов происходит при перемещении их в почве, что можно представить, как воздействие на почву клина с плоской или криволинейной поверхностью рис. 2.9. При этом происходит уплотнение, скалывание, а затем перемещение почвы по его рабочей поверхности.

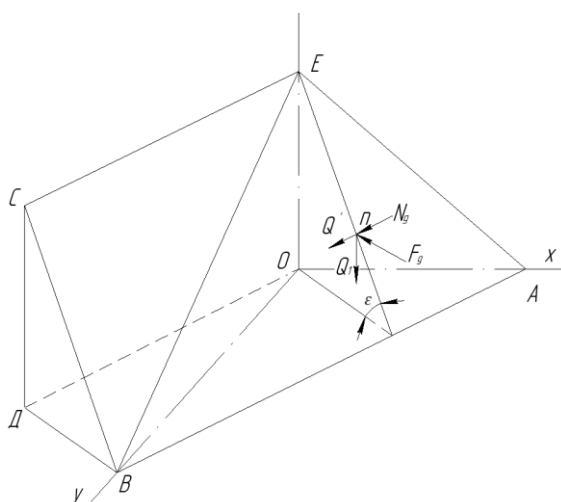


Рисунок 2.9 – Трехгранный косо поставленный плоский клин

Давление, оказываемое почвой на клин, зависит от характера деформации, параметров клина, скорости перемещения, физико-механических свойств и состояния почвы. Абразивные частицы почвы под действием приложенного к ним нормального давления и сдвигающего усилия производят изнашивание его. При этом нормальное давление почвы на клин состоит из динамического и статистического давления пласта.

На плоский клин, представленный на рис. 12 ВСЕА, при перемещении почвы действуют силы в точке n от веса пласта Q_1 динамического давления N_g и трения F .

Величину абразивного изнашивания можно представить в виде:

$$G = f(p, s, H, m, q),$$

где: p – нормальное динамическое давление почвы на клин;

s – путь трения;

H – твердость металла;

m – показатель изнашивающей способности абразива;

q – площадь трения.

Зависимость интенсивности изнашивания деталей в абразивной среде от давления и пути трения аналогична износу деталей при трении об абразивную поверхность:

$$\frac{\Delta G}{\Delta t} = kp. \quad (2.4)$$

Если выразить путь трения через время и скорость относительного перемещения абразивных частиц, уравнение примет вид:

$$\frac{\Delta G}{\Delta t} = kp\vartheta_{\text{отн}},$$

где: k – коэффициент пропорциональности, зависящий от физико-механических свойств и состояния почвы;

$\vartheta_{\text{отн}}$ – скорость относительного перемещения частиц абразива по поверхности трения.

Нормальное давление p есть результат действия веса частиц почвы (пласта) и проекции силы динамического давления почвы на нормаль к поверхности клина:

$$p = N_g + Q'.$$

Из теоремы об изменении количества движения:

$$F_g \Delta t = \Delta m \vartheta_{\text{отн}},$$

откуда

$$F_g = \vartheta_{\text{отн}} \frac{\Delta m}{\Delta t}, \quad (2.5)$$

Здесь: F – сила динамического давления почвы на клин;

$\vartheta_{\text{отн}}$ – абсолютная скорость почвенных частиц после вступления на клин;

m - масса почвы, поступившая на клин в единицу времени.

$$\frac{\Delta m}{\Delta t} = \frac{ab\delta}{g} \cdot \frac{\Delta x}{\Delta t} = \frac{ab\delta\vartheta_n}{g}, \quad (2.6)$$

где: a и b – толщина и ширина элемента пласта;

δ – объемный вес почвы;

ϑ_n – поступательная скорость клина;

g – ускорение силы тяжести.

При перемещении клина в почве абразивные частицы пласта совершают сложное движение: переносное (вместе с клином) и относительное (по рабочей поверхности клина).

Модуль абсолютной скорости:

$$v_{abc} = \sqrt{v_n^2 + v_{отн}^2 - 2v_n v_{отн} \cos \cos \alpha}. \quad (2.7)$$

Степень уменьшения скорости движения контактируемых частиц:

$$\Delta = \frac{v_{отн}}{v_n}.$$

Скорость относительного скольжения контактируемых частиц зависит в широких пределах от параметров клина и физико-механических свойств почвы. Например, при внедрении клина в почву в начальный период (на лезвии), когда почва еще не успела деформироваться $v_{отн} = v_n$. С увеличением длины и углов постановки клина скорость $v_{отн}$ будет уменьшаться и достигнет своего минимального значения при $\varepsilon = 90^\circ$ и $\gamma = 90^\circ$. Таким образом, при изменении $v_{отн} = 0$ до $v_{отн} = v_n$ степень уменьшения скорости движения контактируемых частиц изменится от нуля до единицы.

Выразим относительную скорость движения $v_{отн}$ почвенных частиц через поступательную:

$$v_{abc} = v_n \sqrt{1 + \Delta^2 - 2\Delta \cos \cos \alpha}.$$

Подставив значение $\frac{\Delta m}{\Delta t}$ из формулы (2.6) в выражение (2.5) и заменив v_{abc} через его значение, получим:

$$F_g = \frac{ab\delta v_n^2}{g} \sqrt{1 + \Delta^2 - 2\Delta \cos \cos \alpha}.$$

Проекция силы F_g на направление нормали к поверхности клина ABC

$$N_g = \frac{ab\delta}{g} v_n^2 \sin \sin \varepsilon \sin \sin \gamma.$$

Вес элемента почвы, находящегося на клине

$$Q = abl\delta,$$

где l – длина элемента пласта.

Проекция силы на направление нормали к поверхности клина

$$Q' = abl\delta \cos \cos \varepsilon.$$

Общее нормальное давление элемента пласта на клин:

$$p = N_g + Q' = \frac{abd\vartheta_n^2 \sin \sin \varepsilon \sin \sin \gamma}{g} + abl\delta \cos \cos \varepsilon,$$

$$p = abd \left(\frac{\vartheta_n^2 \sin \sin \varepsilon \sin \sin \gamma}{g} + l \cos \cos \varepsilon \right).$$

Сила трения

$$F = f \left[abd \left(\frac{\vartheta_n^2 \sin \sin \varepsilon \sin \sin \gamma}{g} + l \cos \cos \varepsilon \right) \right].$$

Подставив значение p в уравнение (2.4), получим

$$\frac{\Delta G}{\Delta t} = kab\delta \left(\frac{\vartheta_n^2 \sin \sin \varepsilon \sin \sin \gamma}{g} + l \cos \cos \varepsilon \right), \quad (2.8)$$

или

$$\frac{\Delta G}{\Delta t} = kab\delta \left(\frac{\vartheta_n^2 \sin \sin \varepsilon \sin \sin \gamma}{g} + l \cos \cos \varepsilon \right) \vartheta_{\text{отн}}.$$

Для двугранного клина уравнение (2.8) примет вид:

$$\frac{\Delta G}{\Delta t} = kab\delta \left(\frac{\vartheta_n^2 \sin \sin \varepsilon \sin \sin \gamma}{g} + l \cos \cos \varepsilon \right).$$

При перемещении почвы по клину вначале происходит смятие пласта, а затем скалывание его. С увеличением угла наклона клина (угла резания) смятие усиливается и перемещение пласта по клину затрудняется. При этом скорость скольжения по клину контактируемых с ним частиц грунта уменьшается до нуля, а давление почвы на клин возрастает. Износ клина при $\vartheta_{\text{отн}} = 0$ отсутствует. Это условие обеспечивается при $\varepsilon = 90^\circ$ и $\gamma = 90^\circ$.

Таким образом, об износе деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин и орудий нельзя судить только по давлению, измеренному в различных точках рабочей поверхности детали, необходимо располагать также данными о скорости относительного скольжения контактируемых частиц в изнашиваемых местах.

Для пластинки, движущейся в почве, при $\varepsilon = 0$ и $\gamma = 90^\circ$ выражение (2.8) примет вид

$$\frac{\Delta G}{\Delta t} = kab\delta \quad (2.9)$$

Из формулы (2.9) следует, что для пластинки, движущейся в почве с углом резания $\varepsilon = 0$, интенсивность изнашивания не зависит от скорости перемещения и пропорциональна размерам и объемному весу пласта при прочих равных условиях.

Деформация почвы под действием клина с вогнутой рабочей поверхностью большая, чем деформация, вызванная плоским клином.

Интенсивность изнашивания криволинейной поверхности

$$\frac{\Delta G}{\Delta t} = kab\delta \left(\frac{\vartheta_{\text{отн}}^2 k_n}{g} + l \cos \cos \varepsilon \right),$$

где k_n – нормальная кривизна траектории.

При увеличении кривизны и угла постановки криволинейной поверхности подъем пласта затрудняется, почва сильно деформируется и сгруживается перед клином. При этом повышается нормальное давление почвы на клин, скорость относительного скольжения пласта по криволинейной поверхности уменьшается. На трущейся поверхности клина образуются застойные зоны почвенных частиц, и ее изнашивание уменьшается.

Механизм коррозионного изнашивания

Коррозионные процессы классифицируют по механизму взаимодействия металлов с внешней средой, по виду коррозионной среды и условиям протекания процесса, по характеру коррозионных разрушений, по видам дополнительных воздействий.

Для металлов рабочих органов характерны два механизма процесса электрохимический и биокоррозия протекающие в атмосфере и почве.

Механизм электрохимической коррозии обусловлен стремлением металлов переходить из металлического состояния в ионное. Данный процесс может быть охарактеризован изменением свободной энергии. Известно, что при самопроизвольном процессе свободная энергия может только убывать.

Следовательно, если в данных условиях при переходе из металлического состояния в ионное наблюдается уменьшение свободной энергии, то коррозионный процесс может протекать самопроизвольно

$$\Delta G = -E \cdot n \cdot F,$$

где: ΔG – изменение свободной энергии;

E – ЭДС гальванической системы;

n – степень окисления металла;

F – число Фарадея.

За счет неоднородности металлической фазы, защитных пленок, жидкой фазы (электролита) и физических условий на поверхности металла, по поверхности электролита возникают короткозамкнутые гальванические элементы. Таким образом, поверхность металла имеет катодные и анодные участки, характеризующие различными значениями потенциалов. Механизм электрохимического растворения металлов происходит по схеме рис. 2.10.

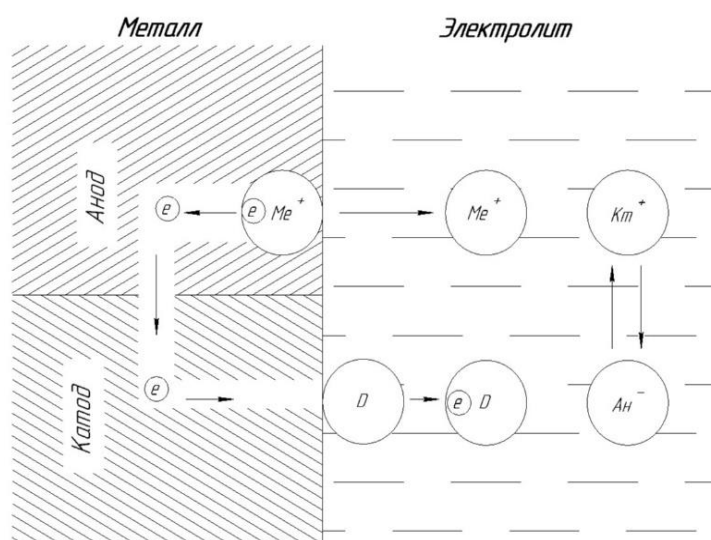
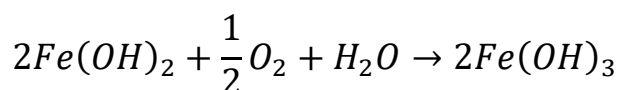
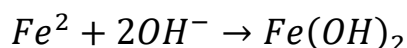
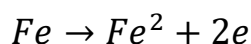


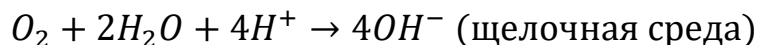
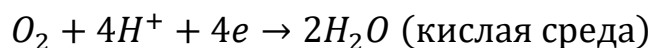
Рисунок 2.10 – Механизм электрохимического растворения металлов

Реакции на анодных участках:

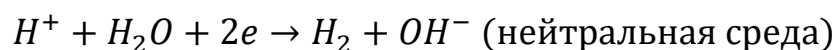
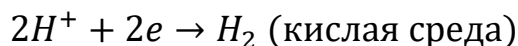


Реакции на катодных участках:

а) Кислородная деполяризация



б) Водородная деполяризация



В условиях сельскохозяйственного производства атмосферная коррозия усугубляется использованием агрохимии. Сыпучие химикаты типа суперфосфата, аммиачной селитры и др. при отсутствии влаги малоактивны и вызывают коррозии металла. Однако при увлажнении они образуют кислые высокоагрессивные среды, интенсивно разрушающие металл. Так, аммиачная селитра гидролизуется с образованием гидрата окиси аммония и азотной кислоты, а суперфосфат – с образованием гидрата окиси кальция и фосфорной кислоты [33].

На скорость атмосферной коррозии металлов оказывает влияние целый ряд факторов:

- Внутренние факторы – определяемые природой и структурой металла, способом его обработки, состоянием поверхности, напряжениями в металле и т.д.;
- Внешние факторы – определяемые условиями протекания коррозионного процесса.

Основными внешними факторами атмосферной коррозии является влажность, состав атмосферы, время пребывания влаги на поверхности металла, температура воздуха.

Абсолютная влажность воздуха определяет толщину адсорбционной пленки, образующейся на поверхности металла. Влажность, при которой начинается конденсация влаги на поверхности металла, приводящая к увеличению скорости коррозии для железа и стали, составляет около 70%. Количество влаги,

сконденсированной на поверхности металла, зависит от разности температур воздуха и металла: чем она выше, тем больше конденсируется воды при заданной влажности. Объем сконденсированной влаги может изменяться также от присутствия посторонних веществ на поверхности металла. Они вызывают капиллярную конденсацию. Особенно опасны вещества, отличающиеся высокой гигроскопичностью: частицы почвы, удобрения, растительных остатков и т.д. Установлено, что агрессивные свойства атмосферы по отношению к металлам определяются не только влажностью, но и имеющимися в ней вредными примесями.

Самыми агрессивными примесями в атмосфере являются сернистый газ SO_2 и хлористый натрий NaCl .

Даже при низких концентрациях в атмосфере SO_2 сильно стимулирует коррозию, так при концентрациях 15 – 35 мкг/мл³ увеличение скорости коррозии наблюдается в десятки и сотни раз [68].

Хлористый натрий, подобно сернистому газу, усиливает коррозию в атмосферных условиях. Причиной такого усиления является образование в присутствии NaCl растворимых продуктов коррозии вместо нерастворимых гидроксидов, возникающих под чистой пленкой влаги.

Установлено, что скорость коррозии с ростом температуры возрастает, поскольку усиливается кинетика электрохимических реакций, обуславливающих коррозионный процесс. Так же, как атмосферная коррозия чаще всего протекает с катодным ограничением, температура также изменяет скорость процесса. Это происходит главным образом благодаря изменению кинетики катодной реакции восстановления кислорода, скорость которой определяется скоростью диффузии кислорода к электроду.

Важное значение для почвообрабатывающих рабочих органов имеет почвенная коррозия, которая является рабочей средой при выполнении технологических, в том числе и внесении минеральных и органических удобрений. В почвах коррозионные процессы металлов определяются химическим составом, влажностью, минералогическим составом и структурой. Для почв характерно большое разнообразие химического состава водных вытяжек. В песчаных почвах

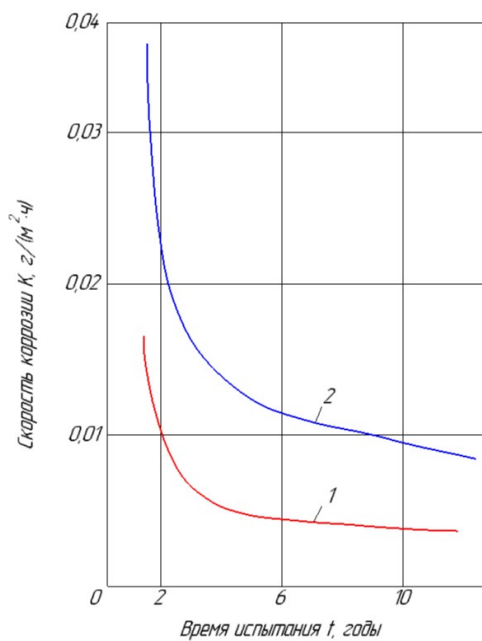
содержится солей очень мало, всего 10 – 20 мг/л, тогда как в особо коррозионных солончаковых почвах содержание ионов хлора и сульфатных ионов достигает 4000 мг/л [39].

Влажность почвы влияет на скорость коррозии металлов довольно сложно. В маловлажных почвах коррозия незначительна, а с повышением влажности возрастает. Максимальные значения скорости коррозии наблюдаются при влажности почвы 15 %, а при ее дальнейшем увеличении скорость коррозии снижается. Такой ход зависимости скорости коррозии - влажность объясняется изменением условий доставки кислорода к поверхности металла и будет рассмотрен ниже.

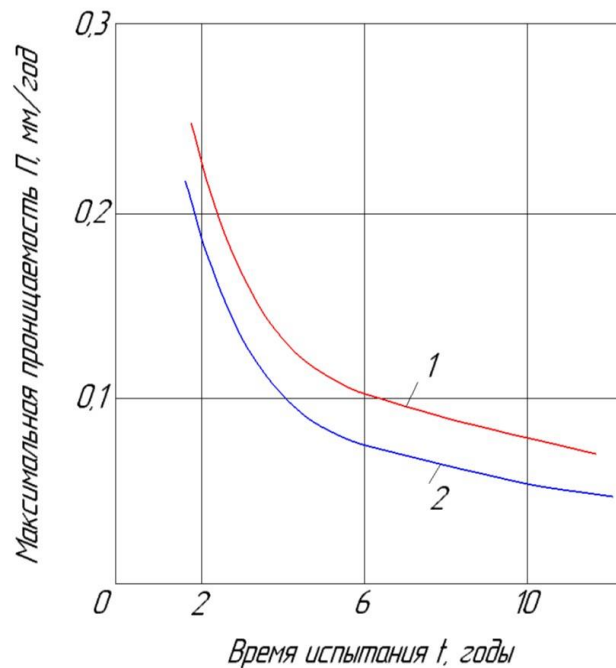
Ориентировочно можно утверждать, что более высокое содержание солей, а, следовательно, и более высокое значение электропроводности среды, соответствуют более высокой ее агрессивности.

Структура почвы оказывает существенное влияние на скорость коррозии, так как она определяет условия поступления кислорода. Поэтому общая потеря массы металла больше в песчаных грунтах, а проницаемость его больше в глине (рис. 2.11).

Большое значение в процессах коррозии имеет температура. С повышением температуры скорость коррозии увеличивается, однако при этом следует учитывать и другие факторы, прежде всего изменение содержания кислорода, а также химического состава среды.



а)



б)

Рисунок 2.11 – Изменение скорости коррозии (а) и максимальной проницаемости стали (б) во времени в песчаном (1) и глинистом (2) грунтах [39]

Концентрация кислорода в водных средах с нагреванием уменьшается (рис. 2.12), поэтому сначала скорость коррозии повышается, а затем, когда кислорода не хватает, уменьшается.

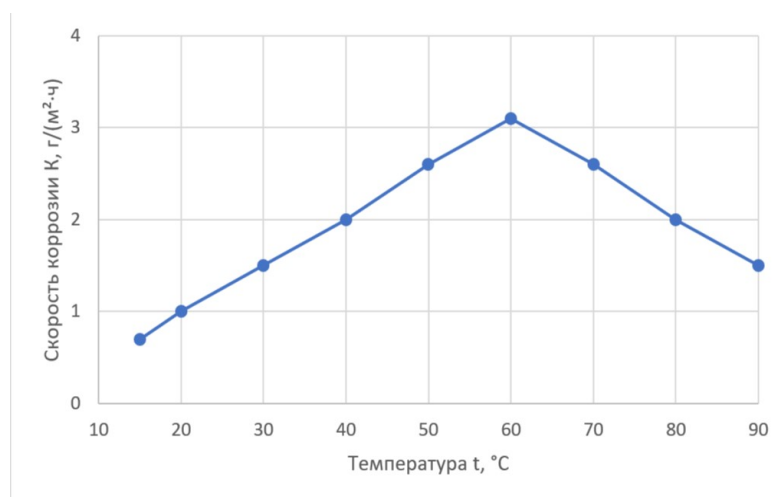


Рисунок 2.12 – Зависимость скорости коррозии стали от температуры [39]

Значение рН для большинства почв находится в границах 6,0 – 7,5. Однако, встречаются также щелочные суглинки и солончаки, имеющие значение рН = 7,5 – 9,5, и кислые, гумусовые и болотные почвы с рН = 3,0 – 6,0. Такие почвы отличаются высокой агрессивностью.

На рН почвы влияют вносимые удобрения, так как они обладают тремя видами реакций: кислой, щелочной и нейтральной (суперфосфат – кислая, мочевины – кислая, сульфат аммония – нейтральная, аммиачная селитра – кислая, калийная соль – нейтральная) [31].

В таблице 2.3 представлена коррозионная стойкость стали Ст.3 в средах минеральных удобрений.

Таблица 2.3 – Коррозионная активность минеральных удобрений по отношению к стали Ст.3 [33, 50]

| Удобрения | Сульфат аммония, W=8-10% | Нитрофоска W=22-24% | Сильвинит, калийная соль W=10-12% | Аммиачная селитра W=2,5-3,0% | Суперфосфат гранулированный W=18-20% | Суперфосфат простой W=18-20% | Мочевина W=6-7% |
|--|--------------------------|---------------------|-----------------------------------|------------------------------|--------------------------------------|------------------------------|-----------------|
| Весовой показатель коррозии, г/м ² ·год | 1055 | 886,9 | 574,3 | 399,8 | 388,4 | 359,0 | 342,0 |

Примечание. Влажность (W, %) минеральных удобрений соответствовала их наибольшей коррозионной активности. В таких удобрениях, как суперфосфат и нитрофоска, скорость коррозии со временем уменьшается, а в мочевины и калийной соли – увеличивается. Поэтому ряд коррозионной активности минеральных удобрений с течением времени может меняться.

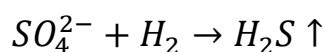
Но в то же время коррозионная стойкость стали Ст.3 выше коррозионной стойкости качественных конструкционных сталей (стали 35, 45, 50 и 65) вследствие меньшего содержания углерода, частицы которого являются катодными включениями.

В биоповреждении металлов принимают участие как литотрофные, так и гетеротрофные бактерии. По физиологическим особенностям эти группы бактерий весьма различны, чем обуславливается многообразие биокоррозионных повреждений. Основные механизмы участия бактерий в коррозионном процессе

сводятся к продуцированию или коррозионно активных метаболитов или непосредственному участию в электрохимических реакциях.

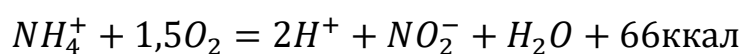
Литотрофные бактерии окисляются коррозионных агентов в средах с повышенным содержанием железа, элементарной, сульфидной или сульфатной серы, нитратного или аммиачного азота. Гетеротрофы осуществляют окисление широкого круга органических соединений (сахаров, аминокислот, органических кислот, белков, углеводов) и способствуют накоплению коррозионно активных метаболитов. Коррозионная активность литотрофных и гетеротрофных бактерий в значительной степени определяется экологическими условиями среды – окислительно-восстановительным потенциалом, рН, температурой, наличием энергетического материала.

Одним видом биоповреждений является анаэробная коррозия условия, для которой создаются в водоупорных глинистых и болотистых почвах или сильно загрязненных органическими веществами водах. Основными возбудителями анаэробной коррозии является сульфатредуцирующие бактерии, ответственные за восстановление сульфатов до сероводорода:

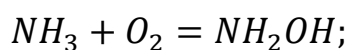


В условиях анаэробноза сульфатредуцирующие бактерии действуют как заменитель кислорода в деполяризационной реакции, позволяя, таким образом, протекать коррозии. Одним из видов литотрофных бактерий, являются нитрифицирующие бактерии обладающими следующими свойствами: не образуют спор, облигатные аэробы, оптимум развития наблюдается при температуре 25 – 30°C и рН=7,5 – 8,0.

Окисление аммиака до нитратов протекает в две фазы и осуществляется двумя группами микроорганизмов. Первый этап нитрификации сводится к окислению аммиака до нитритов:

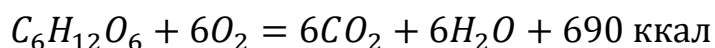


Вторая фаза происходит в три стадии: сначала ион аммония на поверхности клетки окисляется до гидроксиламина:



Затем гидроксилламин легко проникает в клетку и при его окислении освобождается энергия. В окислении аммиака участвуют бактерии родов: *Nitrosomonas*, *Nitrospira*, *Nitrosolobus*. Нитрифицирующие бактерии широко распространены в почвах и иловых отложениях.

Гетеротрофные (органотрофные) бактерии в отличие от литотрофов получают энергию за счет окисления органических веществ:



Повсеместное распространение гетеротрофов обуславливает участие в коррозионных процессах многочисленных материалов.

Гетеротрофные микроорганизмы действуют как коррозионные агенты в основном за счет продуцирования агрессивных метаболитов и создания коррозионно-активных сред [49].

2.4. Выводы по главе

Теоретические исследования влияния химического состава и термической обработки на износостойкость сталей, а также эксплуатационных факторов, влияющих на механизм абразивного и коррозионного изнашивания, позволяют сделать следующие выводы:

1. Повышение износостойкости сталей можно осуществлять путем изменения химического состава, методов и режимов термической обработки.
2. Механические свойства низколегированных сталей зависят от размера зерна. Чем мельче зерно, тем выше эти свойства.
3. Механические свойства сталей зависят от содержания углерода и вводимым в них химических элементов, оказывающих дисперсионное упрочнение.
4. Повысить предел текучести можно за счет увеличения плотности дислокаций.

5. Чем выше показатель предела текучести стали, тем дольше она способна находиться в напряжённом состоянии и противостоять стационарным и динамическим нагрузкам.

6. Режимы термической обработки определяются требуемой конечной структурой и свойствами стали.

7. Механизм абразивного изнашивания зависит типа почвы, давления и скорости перемещения абразивных частиц. Рассмотренный механизм позволяет определить методику лабораторных и стендовых испытаний на абразивное изнашивание.

8. Механизм коррозионного изнашивания рабочих органов имеет характер электрохимической и биокоррозии, протекающей в атмосфере и почве.

ГЛАВА 3. МАТЕРИАЛЫ, ПРОГРАММА И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

3.1. Материалы исследования

В качестве исходного материала были использованы поковки, химический состав которых приведен в таблице 3.1. Поковки были получены следующим образом:

1. В открытой индукционной печи выплавляли не менее 53 кг стали каждого состава, указанного в таблице 3.1, отливали из металла каждого состава по электроду в специально подготовленную форму.

2. Из каждой отливки готовили электрод для последующего электрошлакового переплава (отрезали прибыльную часть, вырезали затравку, зачищали поверхность, при необходимости, и приваривали к инвентарной головке). Расходуемый электрод переплавляли в водоохлаждаемый кристаллизатор диаметром Ø160 мм.

3. Все слитки подвергали термической обработке: а) нагрев печи до температуры $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$; б) посадка слитка в печь при температуре $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$; в) выдержка в печи при $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 4 часов; г) охлаждение в печи и передача для дальнейшей пластической деформации.

4. Ковку слитков осуществляли по схеме: а) нагрев печи под ковку до температуры $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$; б) посадка слитка в печь при температуре $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$; в) выдержка слитка в печи в течение 2 часов при $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$; г) первый вынос: ковали от $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$; г) после каждого выноса подогревали поковку до $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$.

5. Все слитки проковали на полосы размером 65x140 мм до максимально возможной длины.

Таблица 3.1 - Химический состав изготовленных поковок, масс. %

| № п/п | Содержание элементов, % масс | | | | | | | | | | | | |
|--|------------------------------|------|------|------|------|------|------|-------|---------|----------------|--------|-------|-------|
| | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | Nb | Ti | B | Al | N | S | P |
| 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | | | | | | | | | | | | | |
| 1 | 0,33 | 1,85 | 1,44 | 0,58 | - | - | - | - | - | - | 0,0084 | 0,007 | 0,010 |
| 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti | | | | | | | | | | | | | |
| 2 | 0,34 | 1,77 | 1,35 | 0,56 | 0,2 | - | 0,04 | 0,031 | 0,0015* | \leq 0,01 | - | 0,006 | 0,006 |
| 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti | | | | | | | | | | | | | |
| 3 | 0,43 | 1,6 | 0,01 | 1,1 | 0,95 | 0,08 | 0,05 | 0,04 | 0,003* | \leq 0,01 | | 0,007 | 0,004 |

3.2. Программа проведения испытаний

Упрочняющей термической обработкой или термическим упрочнением называются технологические операции, в результате которых в сплавах достигается высокий уровень механических свойств. Механические свойства низколегированных сталей прежде всего зависят структурных составляющих и определяются режимами термической обработки.

Изучение влияния режимов упрочняющей термической обработки, на механические свойства полученных низколегированных сталей, в частности износо- и коррозионностойкости осуществляется в следующей последовательности в соответствии с программой исследования, представленной на рисунке 3.1.

Лабораторные

- Испытания на абразивный износ
- Испытания на коррозионную стойкость
- Испытания на почвенном стенде

Натурные

- Натурные испытания на абразивное изнашивание в полевых условиях ФГБНУ ФИЦ Картофеля имени А. Г. Лорха

Рисунок 3.1 – Программа исследований

Сущность проведения лабораторных исследований на двух различных по схемам изнашивания стендах состоит в том, что на стенде ИМ-01 испытываются только образцы материалов. При этом износостойкость образцов зависит лишь от прилагаемой нагрузки и физико-механических свойств ролика и абразива. Тем самым повышается точность проведения эксперимента, поскольку на износ влияет минимальное количество факторов.

Круговой почвенный стенд позволяет испытывать на износостойкость не только материалы, но и фрагменты или модели с геометрическими параметрами, сходными с реальными почворезущими деталями [38].

Для сравнения полученных результатов проводят полевые испытания с целью получения реальных данных износостойкости сталей, рекомендуемых для изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин.

3.3. Методы термической обработки

Термообработка — это комплекс мероприятий, включающий в себя нагрев, выдержку и последующее охлаждение твердых металлических сплавов. В процессе термообработки изменяется внутренняя структура и кристаллическая решетка металлов, что позволяет достичь требуемых физико-механических характеристик.

В большинстве случаев нагрев под закалку осуществляется с максимальной возможной скоростью. Чаще всего он производится посадкой изделия в печь, разогретую до заданной температуры закали рис. 3.2.



Рисунок 3.2 – Внешний вид муфельной печи Nabertherm L40/12

Выдержка при температуре нагрева должна обеспечить выравнивание температуры по сечению изделия и последующее охлаждение со скоростью большей, чем верхняя критическая скорость закали, для получения мартенситной структуры [72].

При проведении некоторых видов закали (ступенчатой, изотермической) охлаждение изделий осуществляют в расплавах солей и щелочей. Эти закалочные среды в температурном интервале охлаждения изделий не изменяют агрегатного состояния. На практике наиболее широко применяют смеси нитратов и нитритов натрия и калия (селитр) или щелочей KOH и NaOH (табл. 3.2) [72].

Таблица 3.2 – Соли и щелочи, применяемые в качестве охлаждающих сред

| Состав среды, % вес. | $t_{пл}, ^\circ\text{C}$ | Температурный интервал применения, $^\circ\text{C}$ |
|--|--------------------------|---|
| NaNO_3 | 308 | 320 – 550 |
| KNO_3 | 334 | 350 – 550 |
| 45 % NaNO_2 + 55 % KNO_3 | 137 | 155 – 550 |
| 50 % NaNO_3 + 50 % KNO_3 | 150 | 160 – 550 |
| 50 % NaNO_2 + 50 % KNO_3 | 225 | 280 – 550 |
| NaOH | 328 | 350 – 700 |
| KOH | 360 | 400 – 650 |
| 25 % NaOH + 75 % KOH | 170 | 200 – 350 |
| 20 % NaOH + 80 % KOH с добавкой 6 % H_2O | 130 | 150 – 250 |

Внешний вид печи для изотермической закалки QS 20 с загрузочной корзиной и TS 20/15 представлен на рис. 3.3.



а)



б)

Рисунок 3.3 – а) Печь с горячей средой для нейтральных солей Nabertherm QS 20; б) Печь с соляной ванной для тепловой обработки Nabertherm TS 20/15

Печи с горячей средой для нейтральных солей с электрическим обогревом характеризуются быстрой и интенсивной передачей тепла заготовке при очень хорошей однородности температуры. Рабочая температура печей варьируется от 180 $^\circ\text{C}$ до 500 $^\circ\text{C}$ и рекомендуется для проведения закалки и отпуска. Охлаждение

в горячей ванне используется для достижения перед образованием мартенсита равномерного распределения температуры по всему сечению заготовки.

3.4. Методы исследования микроструктуры

Пробоподготовка исследуемых образцов сталей (шлифов) включает: шлифовку и полировку образцов. Абразивная подготовка шлифов заключается в срезании неровностей поверхности абразивными частицами. При подготовке шлифа абразивным методом шлифовать следует не менее в 4-5 переходов постепенно уменьшая крупность частиц. Заканчивается абразивная подготовка шлифа обычно полировкой, поверхность диска обтягивают тканью и непрерывно смачивают бедной суспензией [5-10 г на 1 дм³ воды тонкодисперсного до 1 мкм – абразива] окислов металлов. Поверхность отполированного образца промывают, обезжиривают и высушивают фильтровальной бумагой.

Мокрое шлифование дает лучшие результаты, поскольку, омывая поверхность шкурки и шлифа, вода уносит частички срезанного металла. Станок для мокрого ручного шлифования и полирования приведен на рис. 3.4. Травление производят в растворе 97 % H₂O, 2 % HNO₃, 1 % HF.



Рисунок 3.4 - Шлифовально-полировальный станок LAP-2X

Аттестация микроструктуры и фазового состава образцов исследуемых низколегированных сталей проводилась после термической обработки, включая закалку и отпуск (Q&T), закалку-распределение (Q&P).

Исследование микроструктуры образцов на низком увеличении осуществлялось на инвертированном оптическом микроскопе ADFI350M (рис. 3.5) с программным обеспечением «ThixometPro. Микроструктура оценивалась при увеличении 20x, 50x и 100x.



Рисунок 3.5 - Металлографический микроскоп ADFI350M

Исследование образцов высокопрочных низколегированных сталей после различных режимов термической обработки было выполнено с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM 2100, работающего при ускоряющем напряжении 200 кВ, и с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) FEI Quanta 600 FEG при рабочем напряжении 20 кВ. Для получения карт дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) по линиям Кикучи была использована камера EDAX VelocityTM. Образцы для РЭМ и тонкие фольги для ПЭМ были приготовлены методом двухсторонней струйной электролитической полировки на установке Struers «Tenipol-5» с использованием электролита, содержащего 10 % HClO₄ и 90 % CH₃COOH. Электролитическая полировка осуществлялась при напряжении 23 В. Образцы после электрополировки были промыты в этаноле и высушены. Карты дифракции

обратно-рассеянных электронов были получены с областей образцов площадью $100 \times 100 \text{ мкм}^2$ при шаге сканирования 0.15 мкм . Средний индекс достоверности CI для каждой полученной карты составил более 0.5 . Обработка результатов ДОРЭ выполнялась с использованием программного обеспечения OIM Analysis, а реконструкции исходных аустенитных зерен и анализ мартенситной структуры были осуществлены с использованием имплементированного кристаллографического алгоритма MTEX 5.8 с набором инструментов ORTools. За большеугловые границы (БУГ) принимались границы с разориентировкой больше 15° . Для разделения отдельных кристаллов мартенсита был использован критерий разориентировки в 3° . Различные мартенситные пакеты (варианты мартенситного превращения) были определены как ближайшие плоскости $\{111\}$ в аустените к плоскостям семейства $\{011\}$ в мартенсите с использованием метода реконструкции исходных аустенитных зерен. Ширина мартенситных блоков определялась путем расчета проекции границы блока к вектору перпендикулярному направлению $\{111\}_\gamma \parallel (011)_\alpha$ в наследованном мартенситном зерне.

Плотность решеточных дислокаций определялась по ПЭМ изображениям путем подсчета точек выхода отдельных дислокаций на поверхность фольги как:

$$\rho_{TEM} = \frac{N}{A},$$

где N — это количество точек выхода дислокаций, а A — это площадь кадра. Как минимум 10 светлопольных изображений было получено в условии множественного контраста для обеспечения достаточной статистики. Плотность дислокаций была так же рассчитана с использованием функции Kernel при обработке картин ДОРЭ. Данная опция позволяет определить локальный уровень искажений в кристаллической решетке и определить плотность геометрически необходимых дислокаций как:

$$\rho_{КАМ} = \frac{2 \cdot \theta_{КАМ}}{b \cdot h},$$

где b — это величина вектора Бюргерса, h — расстояние между точками, соответствует шагу сканирования. Угол разориентировки $\theta_{КАМ}$ характеризует

искривление кристаллической решетки, и, таким образом, позволяет определить уровень упругих внутренних напряжений от решеточных дислокаций. Для получения темнопольных изображений, сформированных пучками электронов, рассеянных на большие углы и карт угловых разориентировок (EBSD-карт) был использован сканирующий электронный микроскоп FEI Nova NanoSEM 250.

Анализ методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) был выполнен с использованием калориметра SDT Q600 (TA Instruments). Масса образцов сталей для анализа составляла 50 мг, а проведение исследования осуществлялось в защитной атмосфере аргона. Нагрев образцов сталей с 20 °С до 900 °С скоростью 10 °С/мин. Измерение содержания остаточного аустенита определялось методом определения магнитного поля насыщения образца с использованием ферритометра Helmut Fischer FMP30.

Рентгеноструктурный анализ образцов сталей проводился с использованием дифрактометра Rigaku Ultima IV с излучением Cu K α , при шаге сканирования 0,02 градуса, при напряжении 40 кВ и токе 40 мА. Объемная доля остаточного аустенита была рассчитана методом прямого сравнения интегральных интенсивностей пиков аустенита и мартенсита с использованием следующего уравнения:

$$V_{\gamma} = \frac{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{I_i^{(\gamma)}}{R_i^{(\gamma)}}}{\frac{1}{m} \sum_{i=1}^n \frac{I_i^{(\alpha')}}{R_i^{(\alpha')}} + \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{I_i^{(\gamma)}}{R_i^{(\gamma)}}},$$

где n и m — это количество различных пиков аустенита и мартенсита соответственно и R_i — это теоретическая интенсивность. Среднее содержание углерода в остаточном аустените было рассчитано по параметру решетки с использованием уравнения:

$$C_{RA} = \frac{(a_{\gamma} - 3.547)}{0.046},$$

где C_{RA} это количество углерода в аустените в вес. %, a_{γ} это параметр решетки аустенита, рассчитанный по положению пиков $(200)_{\gamma}$, $(220)_{\gamma}$ и $(311)_{\gamma}$:

$$a_{\gamma} = \frac{\lambda \sqrt{(h^2 + k^2 + l^2)}}{2 \sin \theta},$$

где λ это длина волны рентгеновского излучения, h , k и l это индексы Миллера плоскостей аустенита a_{γ} и θ угол Брэгга.

3.5. Методы определения механических свойств

Определение твердости

Твердость – это свойство материала оказывать сопротивление контактной деформации или хрупкому разрушению при внедрении индентора (твердого наконечника) в поверхность.

Испытания на твердость – самый доступный и распространенный вид механических испытаний. Наибольшее применение в технике получили испытания на твердость при вдавливании индентора статическими методами: Виккерса и Роквелла.

При испытании на твердость по методу Виккерса ГОСТ 2999-75 [20] в поверхность материала вдавливают алмазного четырехгранную пирамиду с углом при вершине 136° . После снятия нагрузки вдавливания измеряют диагональ отпечатка. Число твердости по Виккерсу HV подсчитывают как отношение нагрузки P к площади поверхности пирамидального отпечатка или высчитывается согласно формуле [70]:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1.8544 \frac{F}{d^2} \text{ (кг/мм}^2\text{)}$$

где: HV - Твердость по методу Виккерса (кгс/мм²);

α - наклон алмазного индентора пирамидальной формы;

F - испытательное усилие;

d - средняя длина диагонали отпечатка (мм).

При испытании на твердость по методу Роквелла, ГОСТ 9013-59 [21], в поверхность материала вдавливают алмазный конус с углом при вершине 120° или стальной шарик диаметром 1,588 мм. Согласно этому методу, за условную меру твердости принимают глубину отпечатка. Испытательную нагрузку выбирают в зависимости от характера материала испытываемого изделия [70].

Твердомер представляет собой стационарную установку, состоящую из системы приложения нагрузки, измерительной системы и дисплея для демонстрации результата, и процесса измерения твердости рис. 3.6.



Рисунок 3.6 – Стационарный твердомер ТН320

Принципиальная схема твердомера ТН320 представлена на рисунке 3.7.

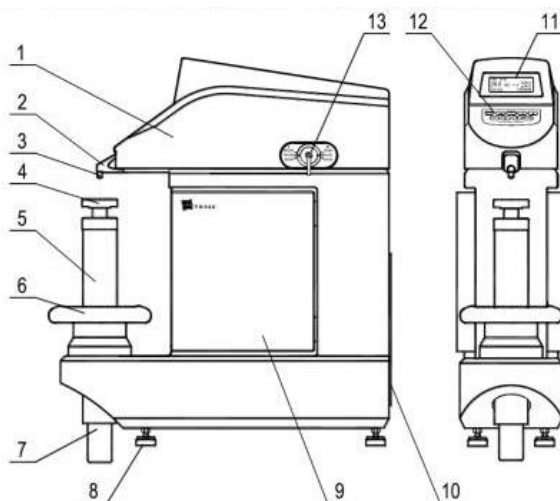


Рисунок 3.7 – 1 - кожух крышка; 2 - головка индентора; 3 - индентор; 4 - плоская наковальня; 5 - кожух ходового винта; 6 - маховик; 7 - ходовой винт; 8 - нивелирная ножка; 9 - боковая дверца; 10 - задняя панель; 11 - ЖК-дисплей; 12 - клавиатура; 13 - рукоятка выбора нагрузки.

Порядок проведение испытания:

1. Образец помещают для испытания наковальню.
2. Плавно поворачивают маховик для поднятия наковальни до соприкосновения образца с индентором, происходит предварительное нагружение.
3. Затем автоматически происходит дополнительное нагружение и обратный отсчет в соответствии с параметром продолжительности нагрузки.
4. Выведение результата испытания на дисплей.

Определение прочности

Испытания на растяжение, наиболее распространённый вид испытаний, позволяющий получить информацию о механических свойствах материала. Методы этих испытаний стандартизированы ГОСТ 1497-84 [22]. Для испытаний используют образцы длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением $3 \times 7 \text{ мм}^2$.

Перед началом испытаний образец закрепляют в вертикальном положении в захватах испытательной машины (рис. 3.8). Основными элементами испытательной машины являются: приводной механизм, обеспечивающий плавное нагружение образца вплоть до его разрыва; устройство для измерения силы сопротивления образца разрушению; механизм для автоматической записи диаграммы растяжения. В процессе испытания диаграммный механизм непрерывно регистрирует растяжение в координатах нагрузка – абсолютное удлинение образца [70].



Рисунок 3.8 - Универсальная разрывная машины Time WDW-50E:

1 - собственно машина; 2 - нижний захват (активный); 3 - верхний захват (пассивный); 4 – силоизмерительный датчик; 5 - пульт управления; 6- программа управления.

Показатели прочности характеризуют напряжением, равным отношению нагрузки в характерных точках диаграммы растяжения к площади поперечного сечения образца. По результатам испытаний на растяжение оценивали предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности (σ_B), относительное удлинение после разрыва (δ) и равномерное удлинение (δ_u) [70].

Предел текучести (условный):

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0},$$

где, $P_{0,2}$ – нагрузка при пределе текучести, Н;

F_0 – площадь поперечного сечения, мм².

Временное сопротивление (предел прочности):

$$\sigma_B = \frac{P_{max}}{F_0},$$

где, P_{max} – наибольшая нагрузка, Н.

Относительное удлинение (после разрыва):

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{F_0},$$

где, l_k и l_0 – длина образца соответственно после и до разрыва, мм².

Определение ударной вязкости

Для оценки склонности материалов к хрупкому разрушению широко применяют испытания на ударный изгиб образцов с надрезом, в результате которых определяют ударную вязкость. Ударную вязкость оценивают работой, затраченной на ударный излом образца и отнесенной к площади его поперечного сечения в месте надреза [70].

Согласно ГОСТ 9454-78 [23], для определения ударной вязкости применяют призматические образцы типа 11 (образец Шарпи длиной 55 мм, сечением 10×10 мм², с концентратором V-типа глубиной 2 мм и радиусом при вершине 0,25 мм). Испытания на ударную вязкость проводят на маятниковом копре рис. 3.9.

Испытания на ударную вязкость при низких температурах позволяют получить хрупкое разрушение металла в результате одновременного действия надреза, повышенной скорости деформации и температуры. Охлаждение образцов производят в термостате жидкостном, обеспечивающем равномерное охлаждение и контроль температуры, в смеси жидкого азота с этиловым спиртом. Доля вязкого излома определяется в соответствии со стандартом ASTM 23.



а)



б)

Рисунок 3.9 - а) Маятниковый копр JB-300В; б) Термостат жидкостный низкотемпературный КРИО-ВИС-Т-05-01

Ударную вязкость (КС) в Дж/см² вычисляли по формуле:

$$КС = \frac{K}{S_0},$$

где, К – работа удара, Дж;

S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора, см², вычисляем по формуле:

$$S_0 = H'_1 \cdot B,$$

где, H'_1 - начальная высота рабочей части образца, см;

В – начальная ширина образца, см.

3.6. Методика проведения сравнительных испытаний на абразивное изнашивание

Для оценки износостойкости сталей использовали метод испытаний материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы [24].

В соответствии с ГОСТ 28818-90 в качестве абразивного материала использовали – электрокорунд белый 25А (шлифзерно) 0.212 – 0.425 (F60). Шлифзерно из синтетического корунда с наивысшим содержанием оксида алюминия (Al_2O_3) до 99 %, определяющим показатель твердости 9 по шкале Мооса (девятый природный эталонный минерал минералогической шкалы твердостей из десяти – корунд) [34].

В качестве эталонного материала принят образец из стали 45 в состоянии поставки твердостью $HV = 200$, относительная износостойкость которого принята $\varepsilon_{эт} = 1$.

Испытуемый образец устанавливают в держатель и прижимают рычагом к ролику с усилием $44,1 \pm 0,25$ Н. Абразивные частицы из дозирующего устройства, попадая на образец, внедряются в резиновый вращающийся ролик и, протаскиваясь через зону контакта, изнашивают испытываемый материал [24,34]. Дозирующее устройство обеспечивает непрерывное поступление абразивного материала в зону контакта.

Длительность испытания определяется твердостью испытываемого материала и обеспечивается рекомендуемым количеством оборотов ролика (таблица 3.3).

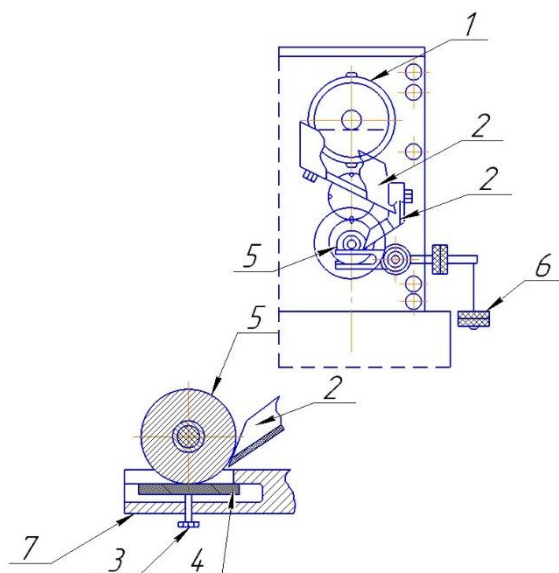


Рисунок 3.10 – Схема станда ИМ-01

1 – барабан; 2 – желоб; 3 – винт; 4 – испытуемый образец; 5 – эластичный ролик; 6 – груз; 7 - держатель

Таблица 3.3 – Рекомендуемое количество оборотов ролика в зависимости от твердости образцов

| Твердость образцов, HV | Количество оборотов ролика, мин ⁻¹ |
|------------------------|---|
| До 400 | 600 |
| 400 - 800 | 1800 |
| Более 800 | 3600 |

Перед проведением испытаний определяют твердость образцов по методу Виккерса [20]. Затем образцы промывают и взвешивают на аналитических весах "ГОСМЕТР ВЛ-224" с точностью до 0,001 грамм.

В качестве критерия оценки и сравнения материалов по износостойкости принята относительная износостойкость, определяемая отношением износа эталона к износу испытуемого образца, с учетом плотности исследуемых материалов.

Обработка результатов испытаний

По результатам взвешивания образцов до и после испытаний определяют среднеарифметическое значение потери массы $q_{\text{э}}$ эталонных образцов и среднеарифметическое значение $q_{\text{и}}$ потери массы образцов исследуемого материала по формулам:

$$q_{\text{э}} = \frac{\sum_{i=1}^3 q_{\text{э}i}}{3};$$

$$q_{\text{и}} = \frac{\sum_{i=1}^m q_{\text{и}i}}{m},$$

где $q_{\text{э}i}$, $q_{\text{и}i}$ – значение потерь массы при испытаниях эталонных образцов и образцов исследуемого материала, г;

m – количество образцов исследуемого материала.

Относительную износостойкость ($K_{\text{и}}$) исследуемого материала вычисляют по формуле:

$$K_{\text{и}} = \frac{q_{\text{э}} \rho_{\text{и}} N_{\text{и}}}{q_{\text{и}} \rho_{\text{э}} N_{\text{э}}},$$

где $\rho_{\text{э}}$, $\rho_{\text{и}}$ – плотности эталонного и исследуемого материалов, г/см²;

$N_э$, $N_и$ - количество оборотов ролика при испытаниях эталонного и исследуемого материалов.

Результаты расчетов заносят в протокол. Указанные вычисления проводят с погрешностью не более 0,0001 г [24].

3.7. Методика определения коррозионной стойкости

Для оценки коррозионной стойкости образцов проводили испытания по методу ускоренных коррозионных испытаний согласно ГОСТ 9.308-85 [25].

Сущность выбранного метода №5 «Метод испытаний при повышенных значениях относительной влажности и температуры без конденсации влаги», заключается в ускорении коррозионного процесса повышением относительной влажности воздуха и температуры без конденсации влаги.

При испытаниях применяли плоские образцы, размером 50×50×1,5. Для достижения требуемой доверительной вероятности результатов испытаний, количество образцов на одно испытание составило три штуки [25].

Испытания проводились в камере соляного (морского) тумана КСТ-18/001 (рис. 3.11).



Рисунок 3.11 - Камера соляного тумана КСТ-18/001

Таблица 3.4 – Основные технические данные и характеристики камеры солевого тумана КСТ-18/001

| | |
|---|--|
| Рабочий объем камеры, л | 530 |
| Внутренние размеры рабочего пространства Д×Ш×В, мм | 730 × 1170 × 630 |
| Внутренние размеры Д×Ш×В, мм | 2230 × 1050 × 1400 |
| Температура в камере, °С | от 20 до + 50 |
| Температура в увлажнителе, °С | от 20 до + 70 |
| Разрешение температуры, °С | 0,1 |
| Точность поддержания температуры, °С | ± 2 |
| Распределение температуры внутри объема камеры, °С | не более 2 |
| Скорость изменения температуры в рабочей зоне: от комнатной температуры до +50 °С | не более 90 мин. |
| Скорость изменения температуры увлажнителя: от комнатной температуры до +60 °С | не более 25 мин. |
| Подача воздуха, МПа/(м ³ /час) | 0,45 - 0,8/3 |
| Относительная влажность в камере, % | 85 - 100 |
| Напряжение электропитания, В | 220±15 АС 50/60 Hz |
| Потребляемая мощность при номинальном напряжении питания, с компрессором, кВА | не более 25 |
| Материал наружной обшивки | Сталь конструкционная с полимерно-порошковой покраской |
| Материал ванны | Стеклопластик |
| Материал форсунки | Сталь нерж. AISI 316L |
| Слив конденсата, отвод тумана (без давления) | Гибкий шланг 1,2 м Ду 20 |
| Масса камеры, кг | не более 450 |

Подготовка образцов – по ГОСТ 9.909-86 [26]. Образцы взвешивают на аналитических весах и подвешивали вертикально в камере на полимерных стяжках. Расстояние между образцами выдерживаем – 20 мм, расстояние от стенок – 100 мм, расстояние от дна камеры – 200 мм.

Испытуемые образцы должны занимать не более 30 % объема камеры.

Образцы помещают в камеру; устанавливают температуру в камере (40±2) °С.

Выдерживают образцы в камере при заданной температуре в течение времени, достаточного для их прогрева.

После прогрева образцов до заданной температуры создают относительную влажность воздуха $(93\pm 3)\%$. Значение температуры и относительной влажности воздуха поддерживают в течение всего времени испытаний.

Продолжительность испытаний составила 2 часа согласно п.1.6.4. ГОСТ 9.308-85 [25].

3.8. Методика проведения стендовых испытаний

Программа испытаний экспериментальных образцов на круговом почвенном стенде включает:

- весовую оценку образцов;
- оценку линейных размеров образцов;
- оценку почвенной среды для испытаний: влажность, плотность (после прохождения укатывающих катков);
- обработку и оценку результатов испытаний.



Рисунок 3.13 – Внешний вид почвенного кругового стенда

Объектами испытаний являются образцы низколегированных сталей и эталонного образца рис. 3.12.

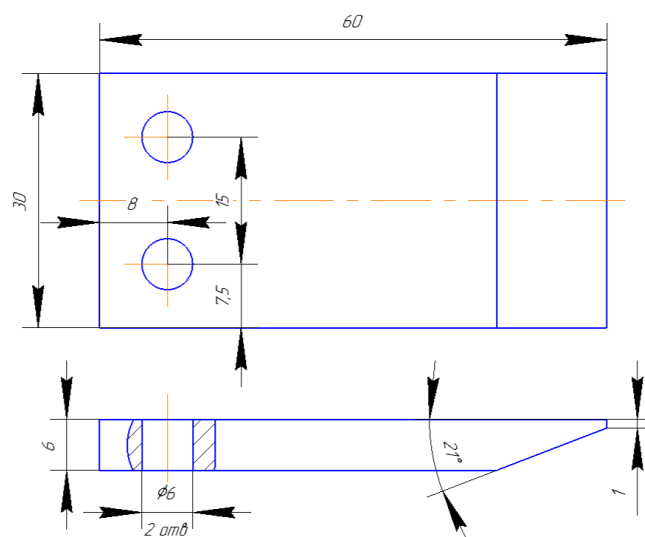


Рисунок 3.12 – Чертеж модели лезвийного почворезущего рабочего органа

Перед началом работы стенда проводится оценка твердости моделей почворезущих рабочих органов на твердомере МЕТОЛАБ 421 по методу Виккерса согласно ГОСТ 2999-75 [20].

Перед началом и по истечении каждых 8 часов работы стенда проводится весовая оценка на аналитических весах AND HR-150AZG испытываемых образцов моделей почвообрабатывающих рабочих органов, с целью определения износостойкости по потере в весе.

А также проводится оценка линейных размеров образцов моделей почвообрабатывающих рабочих органов, с целью определения износостойкости по потере в линейных параметрах. В таблицу заносятся все исходные, промежуточные и окончательные данные по износу сравниваемых образцов.

Контроль параметров при испытаниях на «Круговом почвенном стенде»:

- угол установки образца к дну поверхности 30° ;
- рабочая глубина 15 см;
- влажность почвы 6-7%;
- скорость работы 1,9 м/с;

- через каждые 4 часа замеряется влажность почвы, при несоответствии доводится до рабочей влажности 6-7 %;
- по истечении каждых 8 часов происходит замер образцов и перемешивание почвы;
- по истечении каждых 16 часов производится частичная замена почвы, меняется 50 %;
- по истечении каждых 32 часов производится полная замена почвы, меняется 100 %;
- по окончании испытаний составляется акт или протокол проведения испытаний.

3.9. Методика проведения натуральных испытаний

Натурные (полевые) испытания проводились на примере стрельчатых лап культиватора. Лапы устанавливались на культиватор стрельчатый навесной КОН-2,8 (рис. 3.14) с шириной захвата 2,8 м: 11 стрельчатых лап, навеска на три точки или на треугольник. Универсальные стрельчатые лапы используют для подрезания сорняков и рыхления почвы. Они имеют ширину захвата от 220 до 385 мм, угол раствора лезвий 60...70° и угол подъема равный 23...30°. Глубина обработки почвы этими лапами достигает 14 см.



Рисунок 3.14 – Культиватор-окучник навесной КОН-2,8

Чтобы обеспечить высокий урожай и качество продукции, необходимо тщательно выполнять каждую операцию. Согласно схеме, рис. 3.15, междурядная обработка имеет важнейшее значение, поскольку обеспечивает уничтожение сорняков, а вместе с тем и доступ кислорода к корням.

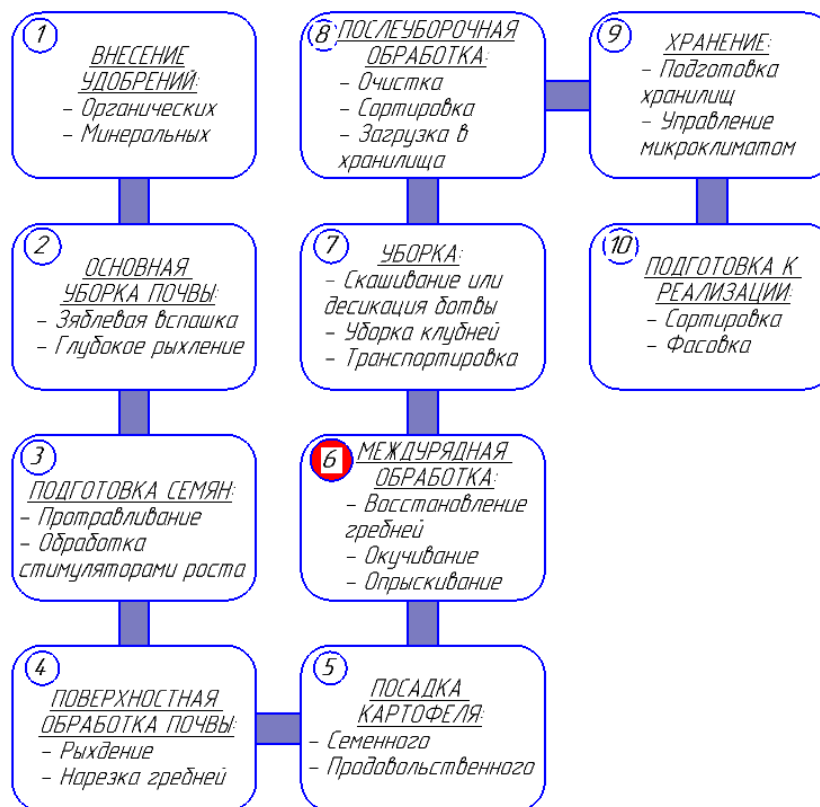


Рисунок 3.15 - Технология возделывания картофеля

Во время проведения полевых испытаний было обработано поле площадью 6,5 га, скорость движения трактора составляла 12 км/ч, агротехнический прием – сплошная культивация на глубину 10...12 мм.

Исследования выполнены на экспериментальной базе ФГБНУ «ФИЦ картофеля имени А.Г. Лорха» Люберецкого района Московской области. Почва опытного участка характеризовалась как дерново-подзолистая супесчаная, плотность почвы варьировалась в пределах 1,20...1,40 г/см³.

Для полевых испытаний были изготовлены пластины длиной 190 мм, шириной 50 мм и толщиной 3 мм. Пластины были подвергнуты термической обработке по режиму: закалка с температуры 900 °С и отпуск при 280 °С в течение 1 ч. Термообработанные пластины были очищены от окалины в пескоструйном

аппарате и приварены к серийной лапе культиватора КРН-220. На рисунке 3.16 показана серийная лапа культиватора КРН- 220 с приваренными пластинами до испытаний.



Рисунок 3.16 – Изготовленная лапа культиватора КРН-220

По аналогичной методике были изготовлены и приварены к серийным лапам пластины из сталей 30ХГСА, 55С2, которые применяются в сельском хозяйстве, и в данном исследовании использовались для сравнения.

Для оценки износостойкости проводилось взвешивание лап с приваренными пластинами до и после испытаний. Износ представляет собой потерю массы детали во время испытания. Кроме того, для сравнения был определен износ серийной лапы из стали 30 без приваренных пластин.

ГЛАВА 4. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Разработка режимов термических обработок для получения оптимального сочетания твердости, прочности, относительного удлинения и ударной вязкости сталей осуществлялась на основании комплексного подхода, который включал как термодинамические расчёты, так и анализ экспериментальных данных, полученных из дилатометрических и микроструктурных исследований.

4.1. Термодинамический расчёт критических точек

Термодинамические расчеты в программе Thermo-calc проводились для определения равновесного фазового состава сталей при различных температурах. Критические точки аустенитного превращения сталей при нагреве (A_{c1} и A_{c3}) определены по расчетам в программе Thermo-calc и в дальнейшем уточнены с помощью дилатометрических исследований для выбранных сталей.

Температура начала мартенситного превращения M_n зависит от содержания легирующих элементов в стали. Она определялась по следующему эмпирическому уравнению, опубликованному в работе [84]:

$$M_n(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30.4Mn - 7.5Ni - 12.1Cr - 7.5Mo,$$

где C, Mn, Ni, Cr и Mo это количество углерода, марганца, никеля, хрома и молибдена в вес. % соответственно. Рассчитанные температуры начала мартенситного превращения M_s сведены в таблицу 4.1.

Таблица 4.1 – Результаты расчета температур начала и окончания аустенитного превращения (A_{c1} и A_{c3}) в программе Thermo-Calc и температуры начала мартенситного превращения (M_n) при охлаждении рассчитанные по эмпирической зависимости

| Сталь | Температура, °C | | |
|---|-----------------|----------|-------|
| | A_{c1} | A_{c3} | M_n |
| 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | 726 | 818 | 349 |
| 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti | 728 | 823 | 346 |
| 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,008V-0,05Nb-0,04Ti | 775 | 846 | 336 |

При разработке всех режимов термических обработок важное значение имеет значение температуры, при которой происходит формирование аустенита. С одной стороны, при нагреве ниже температуры A_{c3} и неполной аустенизации в структуре стали после закалки сохранится феррит. Соответственно, после закалки сталь будет иметь низкую твердость и прочность. С другой стороны, при слишком большом перегреве выше температуры 850 °C может происходить рост исходного аустенитного зерна, особенно в сталях не содержащих таких элементов как Nb, Ti – наследственно крупнозернистых сталях, что недопустимо, т.к. приводит к понижению ударной вязкости стали. Кроме того, может снижаться предел текучести. Таким образом, температура аустенизации должна быть выбрана из условия образования 100% аустенита, что определяет нижнюю температура нагрева под закалку, и предотвращения значимого роста исходных аустенитных зерен, что определяет верхний температурный предел для нагрева под закалку

Поэтому перед началом экспериментальных термических обработок были проведены дилатометрические исследования для уточнения температур A_{c3} выбранных сталей. Экспериментально определенные температуры A_{c1} и A_{c3} представлены в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Значения температур критических точек аустенитного и мартенситного превращения для исследуемых сталей, определенные из дилатометрических исследований

| Сталь | Температура, °С | | | |
|---|-----------------|-----------------|----------------|----------------|
| | A _{c1} | A _{c3} | M _H | M _K |
| 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | 740 | 860 | 325 | 104 |
| 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti | 761 | 886 | 316 | 95 |
| 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,008V-0,05Nb-0,04Ti | 795 | 820 | 324 | 90 |

На основе данных таблиц 4.1 - 4.2 о положении точек A_{c3} для всех исследуемых сталей, была выбрана температура аустенизации 900 °С. Эта температура выше как рассчитанных при моделировании фазового состава в программе Thermo-Calc, так и экспериментально определенных температур из дилатометрического анализа на 15-70 °С.

Указанная температура подтверждается результатами дилатометрического анализа, представленного рисунке 4.1.

Рассчитанные значения температуры начала (A_{c1}) и завершения (A_{c3}) аустенитного превращения составили 761 °С и 886 °С соответственно. Таким образом, прокатка стали проходила в области стабильного аустенита.

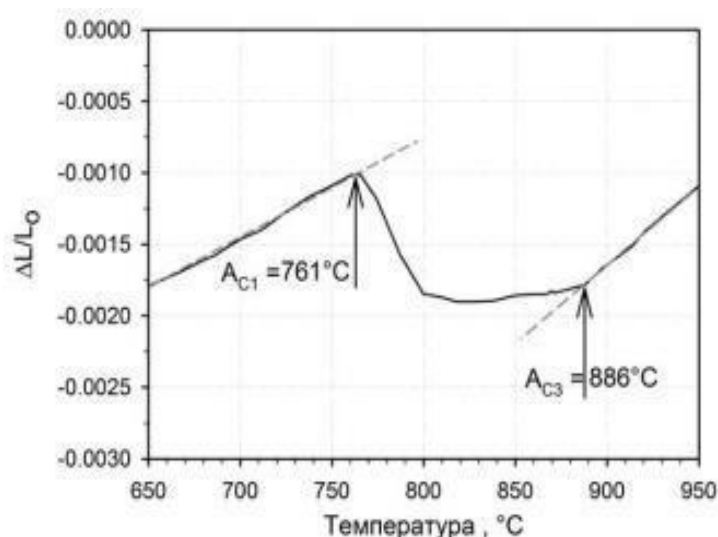


Рисунок 4.1 - Результаты дилатометрического анализа стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti при нагреве до температуры 950 °С

4.2. Термомеханическая обработки сталей

Одним из методов упрочнения сталей является термомеханическая обработка (ТМО). Она представляет собой совокупность операций пластической деформации и термической обработки, при которых структурные изменения, происходящие при фазовых превращениях, протекают в условиях повышенной плотности дефектов кристаллического строения, созданной пластической деформацией.

Ряд режимов термомеханической обработки могут обеспечить наряду с высокими прочностными свойствами повышенную пластичность и вязкость. Нередко использование ТМО позволяет получить комплекс механических свойств, который не может быть достигнут способами термической обработки и традиционного легирования [72].

Существует большое количество разновидностей термомеханической обработки сталей. Их можно разделить на следующие группы:

1. Режимы термомеханической обработки, связанные с деформацией, осуществляемой после превращения аустенита в мартенсит или бейнит в процессе отпуска.

2. Режимы термомеханической обработки, при которых деформация осуществляется до закалки, когда он находится в аустенитном состоянии. К этой группе относятся наиболее известные методы упрочнения: высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) и низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО).

Для упрочнения сталей могут применяться различные комбинации режимов термомеханической обработки, например, как предварительная операция, которая обеспечивает формирование благоприятной структуры при проведении окончательной термической обработки, включающей закалку на мартенсит и отпуск, так и окончательная операция [72].

Исходя из этого были выбраны следующие предварительные режимы термомеханической обработки: аустенизация при 900 °С с закалкой в воду, затем

следует отпуск в течение 90 – 120 минут и прокатка при температуре отпуска с различной степенью обжатия. Деформации при температуре отпуска должна приводить к формированию вытянутой в направлении прокатки ультрамелкозернистой структуры с острой текстурой, которая обеспечит рекордно высокую ударную вязкость в направлении перпендикулярном ламельной структуре.

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) заключается в совмещении горячей пластической деформации аустенита с последующей закалкой на мартенсит. Цель закалки заключается не только в получении мартенситной структуры, но и исключения развития рекристаллизации горячедеформированного аустенита. Окончательной операцией при ВТМО является отпуск. Использование ВТМО обеспечивает повышение прочностных свойств сталей, сохранению высоких пластических характеристик, вязкости и сопротивления хрупкому разрушения или даже увеличить их [72].

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) заключается в интенсивной пластической деформации переохлажденного аустенита в температурном интервале его высокой устойчивости с последующей закалкой на мартенсит и отпуском.

На рисунке 4.2 приведены режимы термомеханической обработки, проводимой в процессе отпуска.

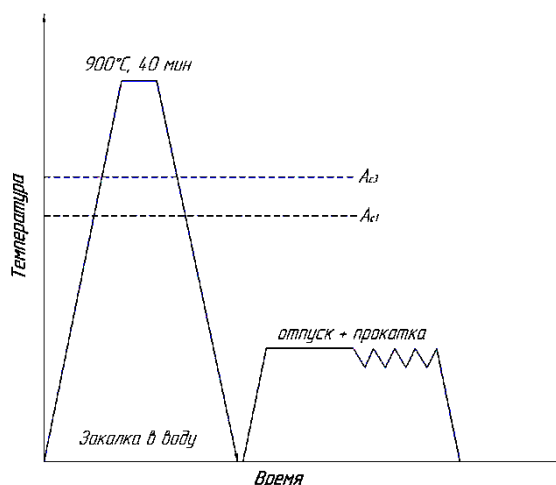


Рисунок 4.2 - Схема термомеханической обработки стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti

Усилия на валки прокатного стана при прокатке с обжатием ~8% за один проход для различных температур приведено в табл. 4.3. В диапазоне температур от 500 до 600 °С усилие прокатки относительно велико. Повышение температуры прокатки до 650 °С приводит к падению усилия прокатки, что позволило увеличить деформацию стали за один проход. Таким образом, температуры 600 и 650 °С являются более оптимальными температурами для прокатки, а использование 650 °С позволило значительно снизить усилие прокатки.

Таблица 4.3 – Эффект температуры обработки на усилие прокатки в тоннах

| Температура обработки, °С | 500 | 550 | 600 | 650 |
|---------------------------|-----|-----|-----|-----|
| Усилие при прокатке, т | 97 | 94 | 93 | 67 |

В таблице 4.4 перечислены параметры проведенных режимов деформационно-термической обработкой при температуре отпуска после закалки.

На рисунке 4.3 показано раскрытие трещины на листе стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после деформационно-термической обработки при температуре 500 °С до полных деформаций 0,85. Следовательно, проведение деформационно-термической обработки при этой температуре нецелесообразно.

На рисунках 4.3 – 4.6 показан внешний вид листов стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после прокатки при температурах 550 °С, 600 °С и 650 °С, соответственно.

Таблица 4.4 – Режимы деформационно-термической обработкой при температуре отпуска после закалки стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti

| Параметры ТМО | Номер режима | | | |
|---------------------------|--------------|------|------|-----|
| | 1 | 2 | 3 | 4 |
| Температура, °С | 500 | 550 | 600 | 650 |
| Суммарная степень обжатия | 0,85 | 0,89 | 0,89 | 0,5 |



Рисунок 4.3 – Раскрытие трещины на листе стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после деформационно-термической обработки при температуре 500 °С до степени деформации 0,85



Рисунок 4.4 – Лист стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после прокатки при температуре 550 °С до степени деформации 0,89



Рисунок 4.5 – Лист стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после прокатки при температуре 600 °С до степени деформации 0,89



Рисунок 4.6 – Лист стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после прокатки при температуре 650 °С до степени деформации 0,5

Для большинства низколегированных сталей оптимальные температуры деформирования при ВТМО лежат в интервале 800 – 950 °С, а степень деформация равна 20 – 40 % [72].

Начальная толщина заготовок составляла 42 – 45 мм (рисунок 4.7). Перед прокаткой образцы выдерживались в печи при температуре 1000 °С, в течение 1,5 часов. Для прокатки использовался двухвалковый стан с максимальным усилием 250 тонн производства компании Hankook M-tech Industries Co., LTD.



Рисунок 4.7 – Типичная заготовка для горячей прокатки

Прокатка осуществлялась за 6 проходов с обжатием в 20 % за проход и окончательной толщиной готовых листов ~12 мм. После каждого прохода заготовка подогревалась в печи в течение 3 – 5 минут для поддержания температуры. Охлаждение прокатанных листов проводилось на воздухе.

На рисунке 4.8 показана структура стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti в исходном состоянии, после прокатки и последующей закалки. Исходная структура представляет собой смесь крупнозернистой перлитной колонии с относительно равноосными зёрнами феррита и соответствует структуре, которая формируется в этой стали при медленном охлаждении.

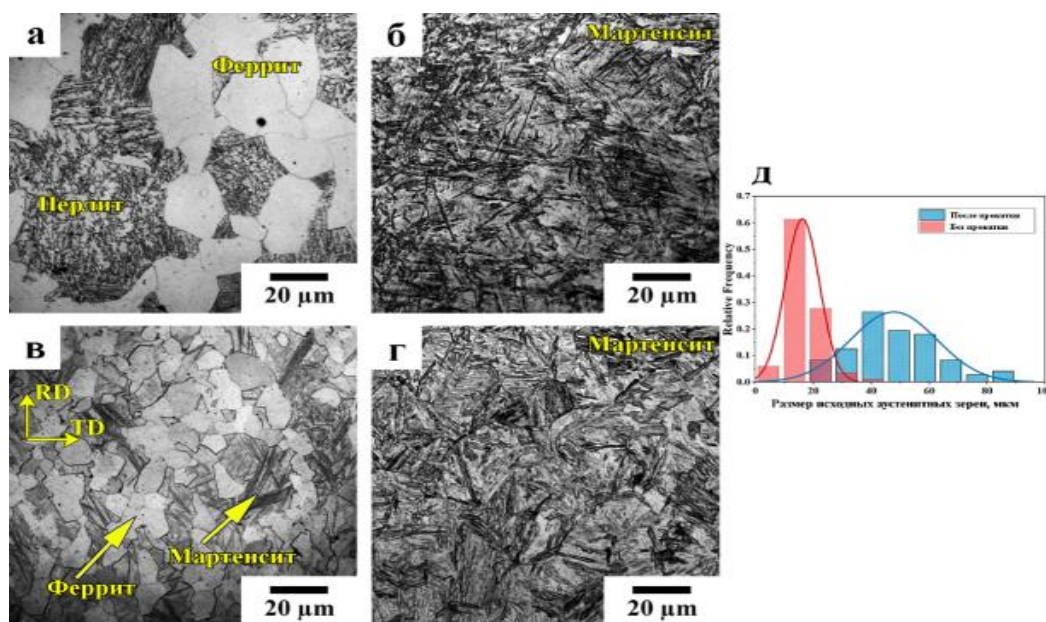


Рисунок 4.8 - Структура исследуемой низколегированной стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti в исходном состоянии поставки (а), после закалки в воду с температуры 900 °С (б), после прокатки при температуре 900 °С (в), закалки в воду прокатанного листа стали (г). Гистограмма распределения размера исходных аустенитных зерен после закалки с применением и без применения горячей прокатки показано на рисунке (д)

После горячей прокатки структура состоит из феррита разделенного участками мартенсита (рис. 4.8 (в)). Средний размер ферритных зерен после прокатки уменьшился с 19.7 ± 1.3 до 12.0 ± 0.8 мкм. Это связано с повышением скорости охлаждения на воздухе за счет уменьшения толщины образца. Полностью мартенситная структура была получена в образцах после закалки в воду с температуры 900 °С. Распределение исходных аустенитных зерен (ИАЗ) после закалки, прокатки и без прокатки в заготовках, которые были прокованы, показано на (рис. 4.8 (д)).

Относительно большой разброс по размеру ИАЗ от 18.4 до 86.7 мкм был обнаружен в стали в исходном состоянии послековки и закалки, тогда как после закалки листов, полученных горячей прокаткой, структура характеризуется меньшим разбросом ИАЗ по размеру, со средним размером ИАЗ 16.2 ± 0.8 . Таким образом, горячая прокатка данной стали обеспечивает малый размер ИАЗ и самое главное их однородное распределение, что имеет важное значение для предела текучести и ударной вязкости.

Таким образом, результаты эксперимента показали, что применение термомеханической обработки, осуществляемой в процессе отпуска не целесообразно. Дальнейшие исследования проводили по схеме термомеханической обработки, при которой деформация осуществляется до закалки и включает последующую как традиционную схему термической обработки: закалка и отпуск (Q&T), так и, перспективный метод термической обработки закалка-распределение (Q&P).

4.3. Термическая обработка сталей: закалка и отпуск

Исследование традиционной термической обработки закалка – отпуск (Q&T от англ. Quenching – Tempering) позволит изучить кинетику распада мартенсита и влияния степени распада на механические свойства сталей. Температура и время выдержки при аустенизации были выбраны исходя из необходимости формирования полностью аустенитной структуры без выраженного роста аустенитных зерен. Выбраны следующие температуры отпуска сталей: 200, 280, 400, 500 °С.

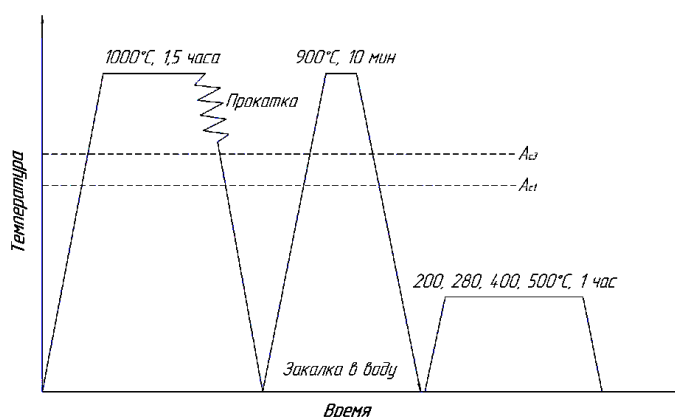


Рисунок 4.9 - Схема термомеханической обработки, включающей горячую прокатку с последующей традиционной обработкой закалкой и низкотемпературным отпуском

Широкий ряд температур отпуска был выбран для получения структур отпущенного мартенсита с различной степенью распада, отличающихся типом, морфологией и размерами частиц карбидных фаз, имеющих различную плотность дислокаций внутри мартенситных реек, что должно обуславливать влияние температуры отпуска на механические свойства, включая как прочность, пластичность, так и ударную вязкость.

На рисунке 4.10 показана структура стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после горячей прокатки, подвергнутые закалки при температуре 900 °C и последующего отпуска при температурах: 200 °C; 280 °C; 400 °C; 500 °C.

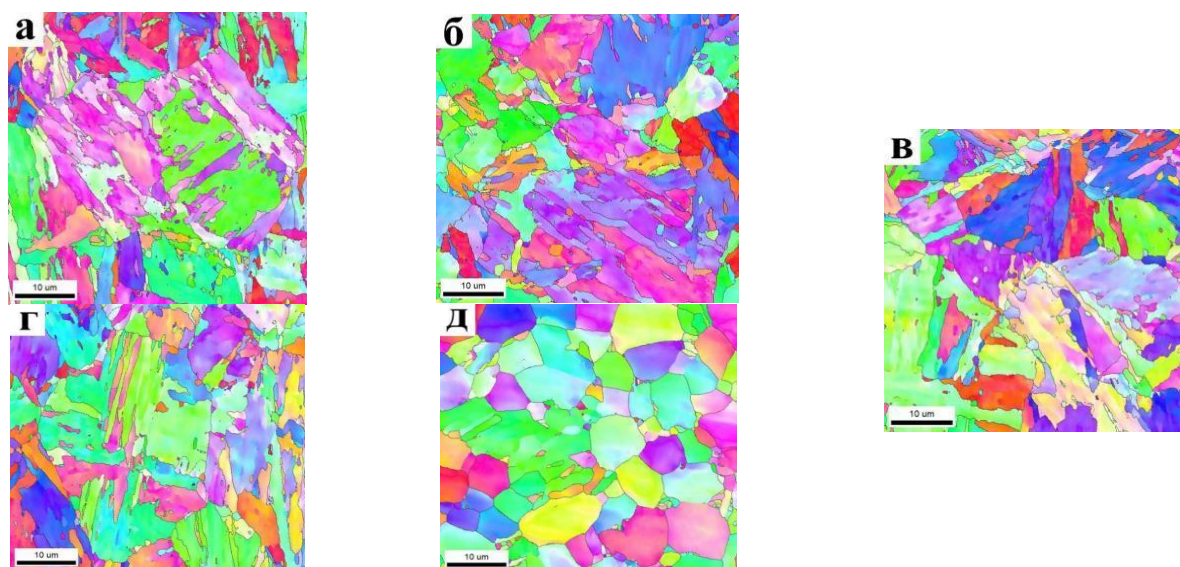


Рисунок 4.10 – Карты распределения ориентировок (ДОРЭ) листов стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после горячей прокатки, подвергнутые закалки при температуре 900 °C (а) и последующего отпуска при температуре: 200 °C (б); 280 °C (в); 400 °C (г); 500 °C (д)

Среднее расстояние между БУГ в листах стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после закалки составило $1,4 \pm 0,1$ мкм (рис. 4.10(а)). Дальнейшее проведение отпуска в интервале температур от 200 °C до 500 °C приводит к росту зерен до $2,9 \pm 0,1$ мкм (рис. 4.10 (б-д), табл. 4.5)). Плотность геометрически необходимых дислокаций, рассчитанная по КАМ, уменьшилась на 59 % с увеличением температуры отпуска до 500 °C (табл. 4.5).

Таблица 4.5 - Микроструктурные параметры листов стали 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после термомеханической обработки

| Состояние | Объемная доля остаточного аустенита (рЭМ), % | Ср. знач. КАМ, (шаг сканирования 0.10 мкм), ° | Среднее расстояние между большеугловыми границами (ДОРЭ), мкм | $\rho_{КАМ}, М^{-2} \times 10^{14} М^{-2}$ |
|---|--|---|---|--|
| Закалка 900 °С | 0,8 | 0,58 | 1,4±0,1 | 8,2 |
| Закалка 900 °С + отпуск 200 °С в течение 60 минут | 0,1 | 0,56 | 1,6±0,1 | 7,9 |
| Закалка 900 °С + отпуск 280 °С в течение 60 минут | 0,1 | 0,55 | 1,9±0,1 | 7,7 |
| Закалка 900 °С + отпуск 400 °С в течение 60 минут | 0,1 | 0,60 | 1,9±0,1 | 8,5 |
| Закалка 900 °С + отпуск 500 °С в течение 60 минут | 0,1 | 0,34 | 2,9±0,1 | 4,8 |

Средний размер исходных аустенитных зерен стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после закалки в воду с температуры 900 °С составил $26,4 \pm 3,3$ мкм.

Анализ картин ДОРЭ показал, что структура стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после закалки состоит из реечного мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита, расположенного по высокоугловым границам (рис. 4.11а).

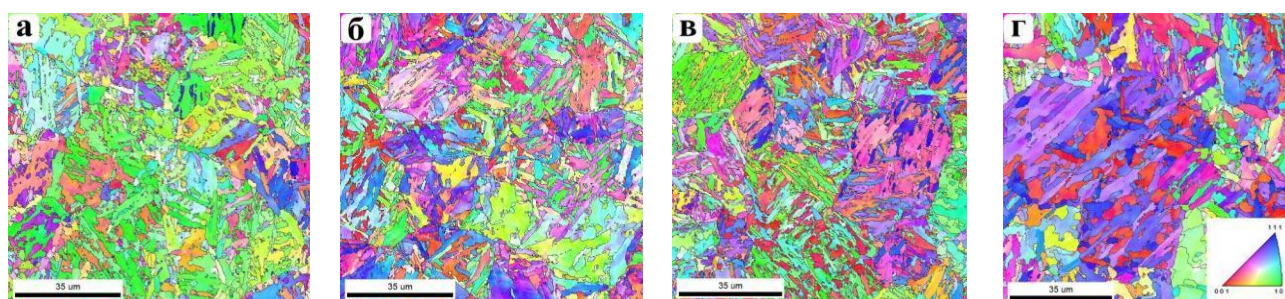


Рисунок 4.11 - Карты распределения ориентировок (ДОРЭ) стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после закалки при 900 °С и отпуска при температуре: 200 °С (а); 280 °С (б); 400 °С (в); 500 °С (г)

Среднее расстояние между БУГ в стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после отпуска при температуре 500 °С увеличивается до 1.62 ± 0.15 мкм по сравнению с 0.81 ± 0.15 мкм в стали после закалки. Ширина мартенситных реек монотонно увеличивается с увеличением температуры отпуска (табл. 4.6). Плотность дислокаций, рассчитанная по изображениям ПЭМ после закалки, составляет $2,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, и практически не изменяется при отпуске при температурах ≤ 280 °С. Отпуск при температуре 500 °С в течение 1 часа приводит к уменьшению плотности решеточных дислокаций на 35 %.

Таблица 4.6 - Влияние отпуска на параметры микроструктуры стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr

| Состояние | Закалка 900 °С | Отпуск 280 °С | Отпуск 500 °С |
|---|----------------|---------------|---------------|
| Размер ИАЗ, мкм | 26,4±3,3 | | |
| Ширина мартенситных реек, нм | 150±35 | 220±40 | 245±70 |
| Плотность дислокаций $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ | 2,7±0,6 | 2,6±0,4 | 2±0,5 |
| Средний размер частиц, нм | - | 42±9 | 42±3 |
| Соотношение длины к толщине для частиц карбидов a/b | - | 5,3 | 1,9 |
| Среднее расстояние между большеугловыми границами (ДОРЭ), мкм | 0.8±0.1 | 1.2±0.2 | 1.6±0.2 |

В исследуемой стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr перераспределение углерода при отпуске приводит к выделению частиц карбидов (рис. 4.12). Переходные карбиды Fe_2C пластинчатой формы выделяются при отпуске при температуре 280 °С со средним размером 42 нм и отношением продольного размера к поперечному $a/b = 5,3$. После отпуска при температуре 500 °С в данной стали происходит выделение глобулярных частиц цементита Fe_3C со средним размером 42 нм.

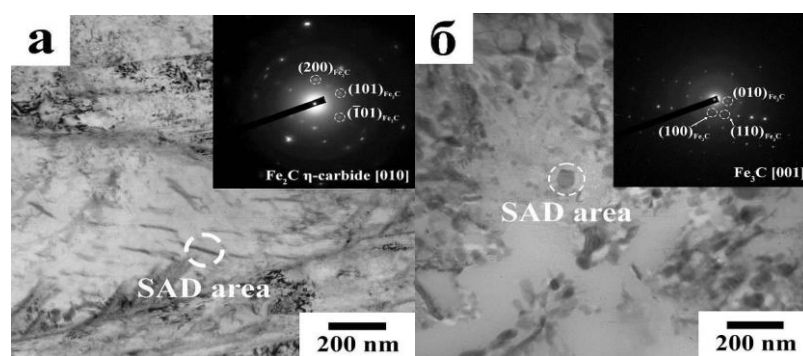


Рисунок 4.12 - Частицы в стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после отпуска при 280 °C (а) и отпуска при 500 °C (б)

На рисунке 4.13 представлена структура стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки и последующего отпуска. Структура состоит из реечного мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита (не превышает 1%). Средний размер исходных аустенитных зерен в состоянии после закалки составляет 12,2 мкм, а среднее расстояние между высокоугловыми границами составляет 0,84 мкм. Отпуск не приводит к изменению среднего размера исходных аустенитных зерен и среднего расстояния между высокоугловыми границами.

Поперечный размер реек стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки составляет 137 нм, плотность дислокаций внутри реек $1,5 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ (рис. 4.14). Внутри реек наблюдаются наноразмерные частицы карбонитридов MX размером 9 нм. В микроструктуре также были выявлены крупные карбонитриды размером 60 нм. Средний размер карбонитридов MX составляет 40 нм (табл. 4.7).

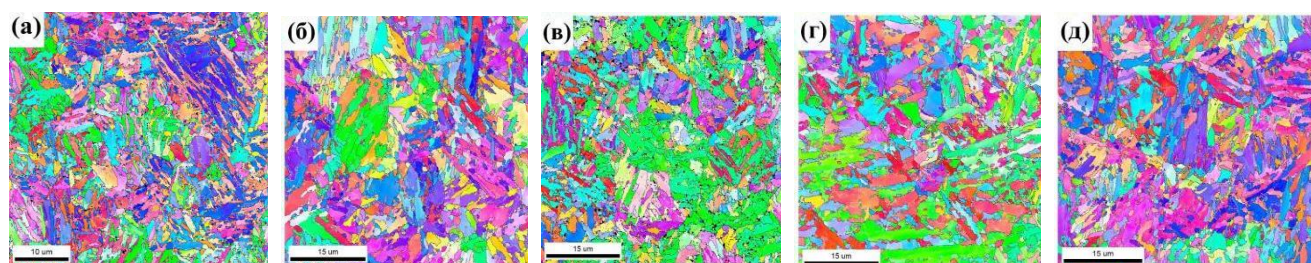


Рисунок 4.13 – Карты распределения ориентировок (ДОРЭ) стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки при температуре 900 °C (а) и последующего отпуска при температуре: 200 °C (б); 280 °C (в); 400 °C (г); 500 °C (д)

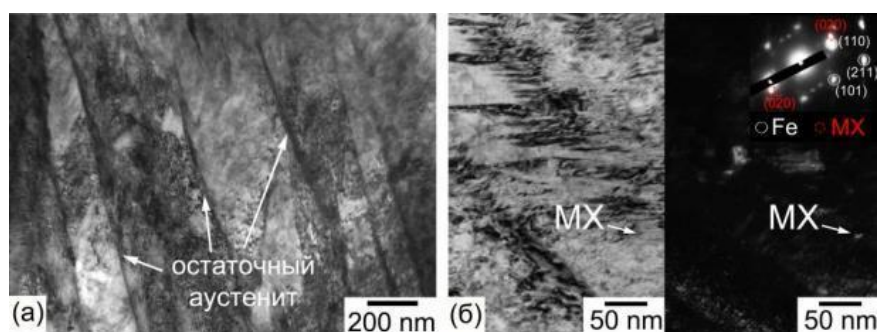


Рисунок 4.14 – Микроструктура стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки: (а) ПЭМ-микрофотография мартенситной реечной структуры; (б) ПЭМ-микрофотография карбонитрида Nb (С, N) внутри пластины (светлое поле слева и темное поле справа)

Таблица 4.7 – Параметры микроструктуры стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки и отпуска

| | | | | | |
|--|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
| Температура отпуска, °С | 20 | 280 | 400 | 500 | 600 |
| Размер исходных аустенитных зерен, мкм | 12.2 | – | – | – | – |
| Расстояние между ВУГ, мкм | 0.84 | – | – | – | – |
| Поперечный размер реек, нм | 137 | 152 | 203 | 210 | 200 |
| Плотность дислокаций, м ⁻² | $1.5 \cdot 10^{15}$ | $8.6 \cdot 10^{14}$ | $5.1 \cdot 10^{14}$ | $5.8 \cdot 10^{14}$ | $5.9 \cdot 10^{14}$ |
| Размер цементита, нм | – | 5/17 | 15/125 | – | – |
| Размер ε-карбида (ширина / длина), нм | – | 6/31 | 7/52 | – | – |
| Размер MX, нм | 40 | 40 | 41 | 43 | 46 |
| M ₂₃ C ₆ , нм | – | – | – | 35 | 49 |
| M ₆ C, нм | 209 | 210 | 207 | 211 | 208 |

Отпуск при температуре 280 °С приводит увеличению толщины реек до 152 нм (табл. 4.7, рис. 4.15 (а)). В микроструктуре выявлены карбонитриды MX, обогащенные Nb. Одновременно наблюдалось выделение ε-карбида в форме пластин и игольчатых частиц цементита (рис. 4.15 (в), (г)). Однако было обнаружено лишь несколько частиц цементита (рис. 4.15 (г)). ε – карбид доминирует среди всех частиц вторичной фазы после отпуска при 280 °С.

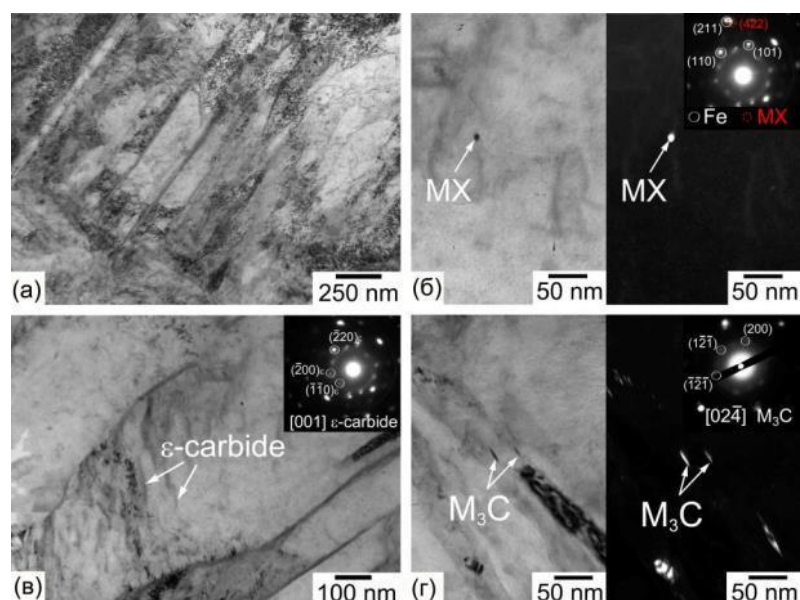


Рисунок 4.15 – Микроструктура стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки и отпуска при 280 °С: ПЭМ-микрофотография мартенситной реечной структуры (а); ПЭМ-микрофотография карбонитрида Nb(C, N) внутри реек (б); ПЭМ-микрофотография ε-карбида внутри рейки (в); ПЭМ-микрофотография цементита внутри рейки (г)

Отпуск при температуре 400 °С приводит к уменьшению плотности дислокаций в 3 раза и увеличению толщины реек на 30 % по сравнению с закаленным состоянием (табл. 4.7, рис. 4.16 (а)). Фазовый состав стали сохраняется таким же, как и после отпуска при 280 °С. В микроструктуре сосуществуют карбонитриды MX, ε-карбид и карбид M₃C (рис. 4.16).

Повышение температуры отпуска до 500 °С незначительно влияет на плотность дислокаций решетки и толщину реек (табл. 4.7, рис. 4.17 (а), (г)). При 500 °С были обнаружены карбиды M₂₃C₆ почти округлой формы со средним размером 35 нм (рис. 4.17 (б)). Частицы цементита и/или ε-карбида не обнаружены [38].

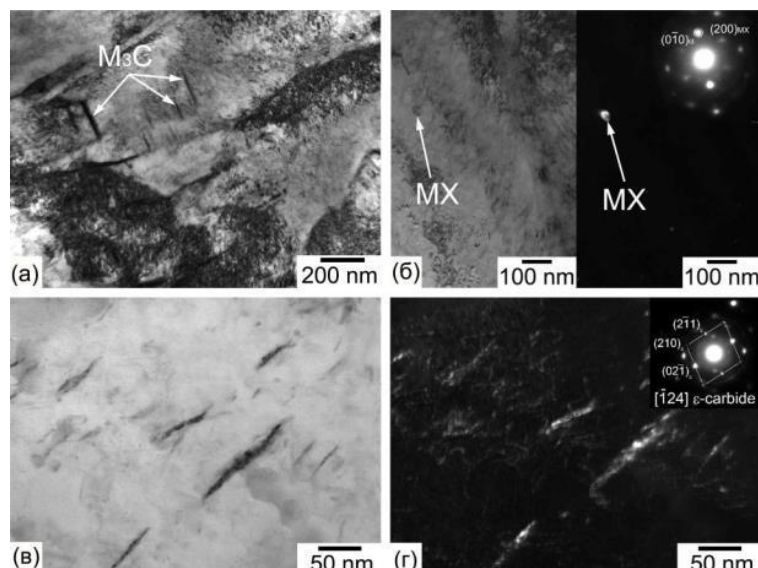


Рисунок 4.16 – Микроструктура стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки и отпуска при 400 °С: ПЭМ-микрофотография мартенситной реечной структуры с частицами цементита (а); ПЭМ-микрофотография карбонитрида Nb(C, N) внутри пластины (светлое поле слева и темное поле справа) (б); ПЭМ-микрофотография ε-карбида внутри рейки (светлое поле) (в); ПЭМ-микрофотография ε-карбида внутри планки (темное поле) (г)

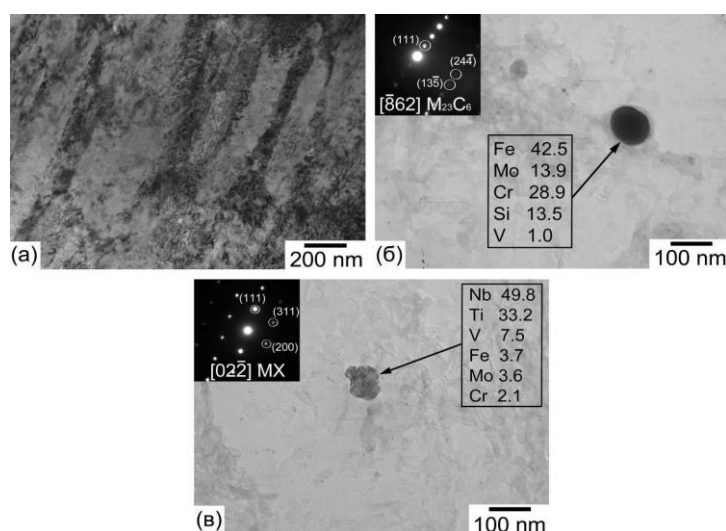


Рисунок 4.17 – Микроструктур стали 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки и отпуска при 500 °С: ПЭМ-микрофотография мартенситной реечной структуры; (б) ПЭМ-микрофотография карбида $M_{23}C_6$ на углеродной реплике; (в) ПЭМ-микрофотография карбонитрида MX на углеродной реплике

Несмотря на то, что увеличение содержания углерода приводит к снижению температуры A_{c3} , температура равная $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ может быть установлена как оптимальная температура аустенизации для получения полностью аустенитной структуры и предотвращения роста исходных аустенитных зерен.

Кривые растяжения и механические характеристики сталей $0,33\text{C}-1,85\text{Si}-1,44\text{Mn}-0,58\text{Cr}$; $0,34\text{C}-1,77\text{Si}-1,35\text{Mn}-0,56\text{Cr}-0,20\text{Mo}-0,04\text{Nb}-0,031\text{Ti}$; $0,43\text{C}-1,60\text{Si}-0,01\text{Mn}-1,1\text{Cr}-0,95\text{Mo}-0,08\text{V}-0,05\text{Nb}-0,04\text{Ti}$ полученные по результатам испытаний на статическое растяжение при комнатной температуре для образцов после традиционной термической обработки, включающей закалку при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, и отпуск при температурах 200 ; 280 ; 400 и $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ представлены на рисунках 4.18, 4.19. Для стали $0,43\text{C}-1,60\text{Si}-0,01\text{Mn}-1,1\text{Cr}-0,95\text{Mo}-0,08\text{V}-0,05\text{Nb}-0,04\text{Ti}$ дополнительно был проведен отпуск при температурах $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $650\text{ }^{\circ}\text{C}$. (рис. 4.20).

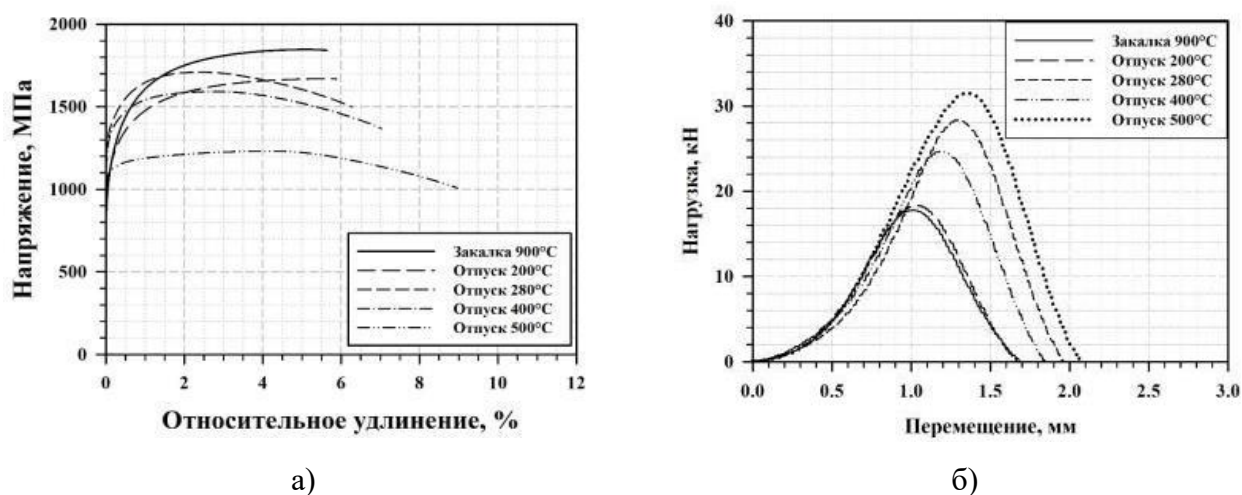


Рисунок 4.18 - (а) кривые растяжения и (б) зависимость нагрузки от перемещения стали $0,33\text{C}-1,85\text{Si}-1,44\text{Mn}-0,58\text{Cr}$ после закалки и отпуска при температурах $200-500\text{ }^{\circ}\text{C}$

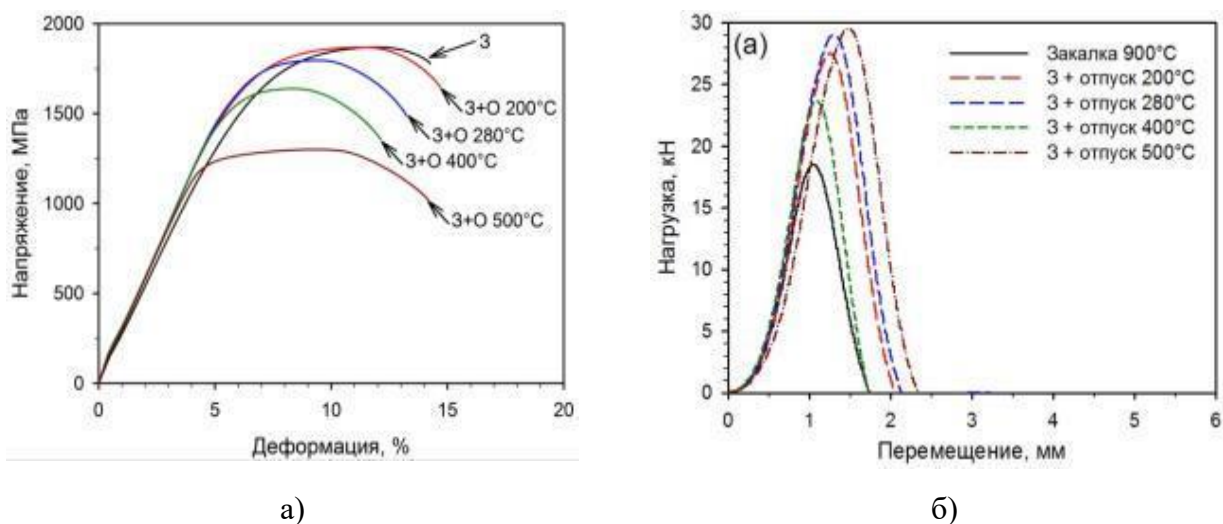


Рисунок 4.19 – (а) деформационные кривые и (б) зависимость нагрузки от перемещения стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после закали и отпуска при температурах 200-500 °C

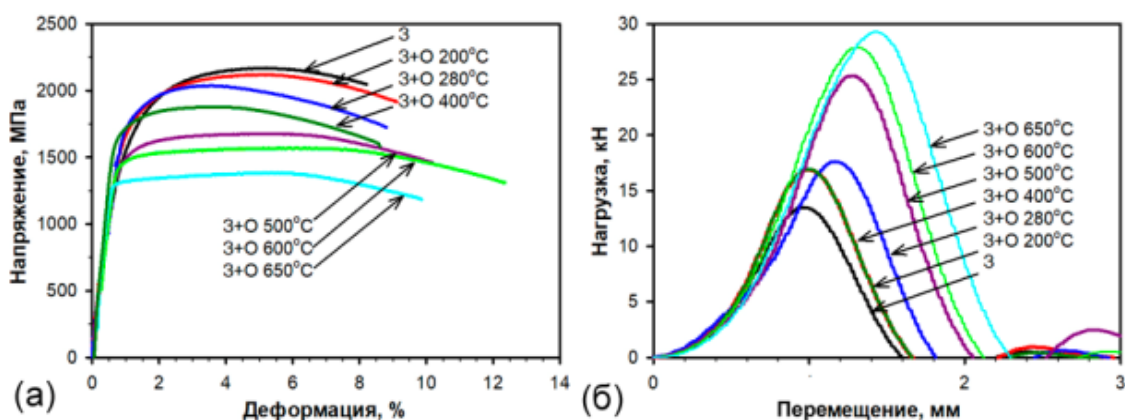


Рисунок 4.20 – (а) деформационные кривые и (б) зависимость нагрузки от перемещения стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закали и отпуска при температурах 200-650 °C

Сравнение численных значений механических свойств сталей в состоянии после закали и закали с отпуском при температурах 200-650 °C представлены в табл. 4.8.

Таблица 4.8 – Механические свойства сталей после термической обработки, включающей закалку и последующий отпуск

| Режим обработки | Твердость, HRC | Предел текучести ($\sigma_{0,2}$), МПа | Предел прочности (σ_B), МПа | Удлинение (δ), % | Ударная вязкость, Дж/см ² |
|--|----------------|--|--------------------------------------|---------------------------|--------------------------------------|
| 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | | | | | |
| Закалка 900°C | 54,1 | 1230 | 1850 | 5,6 | 12,5 |
| Закалка 900°C + отпуск 200°C 60 минут | 49,7 | 1210 | 1670 | 5,8 | 13,6 |
| Закалка 900°C + отпуск 280°C 60 минут | 50,7 | 1430 | 1710 | 6,2 | 23,2 |
| Закалка 900°C + отпуск 400°C 60 минут | 48,2 | 1380 | 1590 | 7,0 | 19,6 |
| Закалка 900°C + отпуск 500°C 60 минут | 41,2 | 1130 | 1230 | 8,9 | 31 |
| 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,03Ti | | | | | |
| Закалка 900°C | 54 | 1280 | 1870 | 7,5 | 17,4 |
| Закалка 900°C + отпуск 200°C 60 минут | 54 | 1430 | 1870 | 9,0 | 30,8 |
| Закалка 900°C + отпуск 280°C 60 минут | 52,5 | 1490 | 1800 | 8,0 | 34,7 |
| Закалка 900°C + отпуск 400°C 60 минут | 50,2 | 1420 | 1640 | 7,5 | 22,8 |
| Закалка 900°C + отпуск 500°C 60 минут | 43,0 | 1160 | 1300 | 10,5 | 37,5 |
| 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti | | | | | |
| Закалка 900°C | 55 | 1445 | 2170 | 7,2 | 10 |
| Закалка 900°C + отпуск 200°C 60 минут | 54 | 1625 | 2120 | 8,2 | 12 |
| Закалка 900°C + отпуск 280°C 60 минут | 54 | 1695 | 2040 | 8,0 | 14 |
| Закалка 900°C + отпуск 400°C 60 минут | 53 | 1690 | 1930 | 6,7 | 12 |
| Закалка 900°C + отпуск 500°C 60 минут | 50 | 1415 | 1680 | 10,2 | 21 |
| Закалка 900°C + отпуск 600°C 60 минут | 48 | 1460 | 1580 | 11,5 | 26 |
| Закалка 900°C + отпуск 650°C 60 минут | 44 | 1310 | 1390 | 9,2 | 33 |

Отпуск закаленной при 900 °C стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr приводит к снижению предела прочности, но при температурах отпуска 280 °C и 400 °C он сопровождается повышением предела текучести приблизительно на 200 МПа (рис. 4.18). Такое механическое поведение стали после отпуска объясняется

интенсивным выделением частиц карбидов при этой температуре, что обеспечивает дополнительное дисперсионное упрочнение. Пластичность стали повышается по мере увеличения температуры отпуска и при 500 °С составляет 8,9%. Тем не менее, пластичность остаётся на относительно низком уровне даже после отпуска при температурах 400 °С и 500 °С. Отпуск при 200-500 °С приводит к снижению твердости. Наименьшие значения твердости наблюдаются после отпуска при температуре 500 °С и составляет 41,2 HRC, что в среднем на ~10 HRC ниже, чем в состоянии после закалки в воду с 900 °С. Повышение температуры отпуска приводит к повышению ударной вязкости. Незначительное проявление отпускной хрупкости происходит после отпуска при 400 °С. Отпуск при 500 °С позволяет достигнуть наибольшей ударной вязкости ~31 Дж/см².

Форма кривых нагрузка-перемещение для образцов стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после закалки и отпуска при температурах 200-500 °С одинакова, а повышение ударной вязкости при применении отпуска закаленной стали связано с повышением максимальной нагрузки, а соответственно и напряжений перед образованием трещины и дальнейшим разрушением, протекающим преимущественно по хрупкому механизму.

Деформационные кривые исследуемой низколегированной стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после растяжения при комнатной температуре после закалки имеет предел текучести, предел прочности и удлинение равные 1280 МПа, 1870 МПа и 7,5 % соответственно. Дальнейший отпуск при температуре 200 °С приводит к увеличению предела текучести и удлинения, при этом предел прочности остается прежним. Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к уменьшению предела текучести и предела прочности в 1,1 и 1,4 раза соответственно. При этом наблюдается постепенный рост пластичности. Повышение температуры отпуска приводит к снижению деформационного упрочнения (рис. 4.19).

Твердость исследуемой стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после закалки равна 53,7 HRC. После отпуска при температуре 200 °С твердость не изменяется. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 500 °С

приводит к снижению значения твердости по Роквеллу до 43,0 HRC. Значение ударной вязкости образцов стали после закалки при комнатной температуре испытания составило 17,4 Дж/см². Последующий отпуск при температурах 200 °С, 280 °С и 500 °С приводит к повышению ударной вязкости в 2 раза, а при температуре отпуска 400 °С отмечается падение ударной вязкости, что свидетельствует о проявлении отпускной хрупкости (табл. 4.8).

Наименьшее значение максимальной нагрузки в исследуемой стали наблюдается после закалки при температуре 900 °С в течение 60 минут, а наибольшее значение – при закалке и последующем отпуске при температуре 500 °С (рис. 4.19).

Кривые напряжение-деформация стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti, полученные при испытаниях на растяжение показаны на (рис. 4.20). Для всех кривых наблюдается непрерывная текучесть. Повышение температуры отпуска приводит к снижению деформационного упрочнения. Начало деформационного упрочнения происходит сразу после текучести. Стадия деформационного упрочнения удлиняется с повышением температуры отпуска, а начало образования шейки смещается в сторону более высоких деформаций. Отпуск при температуре 200 °С приводит к увеличению предела текучести на 180 МПа по сравнению с закаленным состоянием. После отпуска в интервале температур 200-400 °С предел текучести 1690 МПа остается неизменным, а значения предела прочности и равномерного удлинения медленно снижаются с повышением температуры отпуска. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 600 °С приводит к значительному снижению предела текучести на 230 МПа, предела прочности на 360 МПа и незначительному повышению пластичности. При температуре отпуска 650 °С предел текучести и предел прочности снижаются ниже 1400 МПа. Деформационное упрочнение уменьшается с повышением температуры отпуска, а пластичность остается низкой после отпуска при 650 °С, следовательно, пластичность этой стали не может быть улучшена закалкой при относительно высокой температуре.

Твердость стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки равна 55 HRC. После отпуска в интервале температур 200-400 °С твердость снижается незначительно. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 650 °С приводит к снижению значения твердости до 44 HRC.

Кривые нагрузка-перемещение, полученные при испытаниях на ударный изгиб представлены на рисунке 4.20, а значения ударной вязкости, KCV, указаны в таблице 4.8. Значение ударной вязкости образцов стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки составило 10 Дж/см². Повышение температуры отпуска от 200 до 400 °С практически не приводит к изменению значения ударной вязкости. При температурах выше 500 °С повышение температуры приводит к постепенному увеличению значения ударной вязкости. Максимальное значение ударной вязкости 33 Дж/см² было получено для стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после отпуска при 650 °С.

Сопоставление механических свойств исследуемых сталей подтвердило, что оптимальной температурой отпуска является 280 °С. Поэтому данная температура была применена при изготовлении образцов для стендовых и натуральных испытаний.

4.4. Термическая обработка сталей: закалка-распределение

Трехступенчатая термическая обработка закалкой с распределением (Q&P) была разработана для определения условий, при которых обеспечиваются оптимальный комплекс механических свойств.

Данная термическая обработка состоит из 3х ступеней: первая ступень – это аустенизация при температуре 900 °С, вторая ступень – охлаждение в горячей среде (соляном расплаве) с температурой между началом и концом мартенситного превращения для получения мартенсита и контролируемого объема остаточного аустенита причем, третья ступень – нагрев в печи в расплавленной соли до более высокой температуры по сравнению с температурой закалки (операция

распределения) для стабилизации остаточного аустенита за счет его насыщения углеродом, который в него переходит из мартенсита.

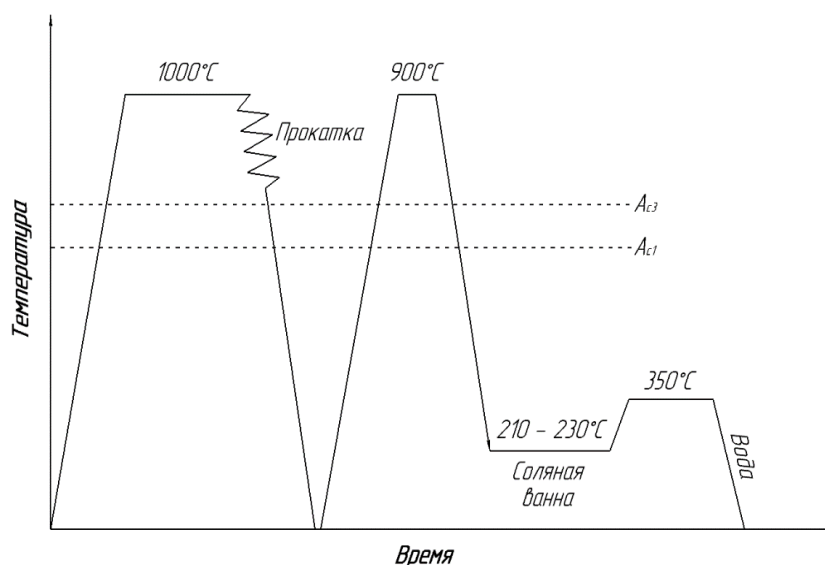


Рисунок 4.21 - Схема термомеханической обработки, включающей горячую прокатку с последующей обработкой закалкой распределением (Q&P)

Температура третьей ступени должна быть ниже, чем температура образования карбида M_3C , поскольку выделение цементита приводит к понижению предела текучести, а в случае его выделения по границам исходных аустенитных зерен (ИАЗ) приводит к необратимой отпускной хрупкости. Продолжительность операции распределения может быть почти в 10 раз больше, чем выдержка в расплавленной соли при закалке, и может варьироваться в широких пределах, что позволяет получить структуру с остаточным аустенитом, содержащим различное содержание легирующих элементов. Это позволяет управлять содержанием углерода в остаточном аустените, от чего зависит механическая стабильность аустенита при растяжении при комнатной температуре под воздействием деформации.

Изучение времени распределения на удельный объем остаточного аустенита и содержания в нем углерода позволяет определить кинетику перераспределения углерода между мартенситом и остаточным аустенитом в рассматриваемых сталях.

На рисунке 4.22 (а–ж) представлены РЭМ изображения структуры стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58С после термической обработки, включающей горячую

прокатку и последующую закалку при температурах 210 и 230 °С длительностью 30, 100 и 600 с и распределение при температуре 350 °С с временем выдержки 300, 600 и 1000 с. Температура и время выдержки при аустенизации составляли 900 °С и 300 секунд, соответственно. После операции распределения образцы были подвержены закалке в воду комнатной температуры.

ДОРЭ анализ листов стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr показал наличие крупных мартенситных блоков внутри исходных аустенитных зерен (рис. 4.23). Основные микроструктурные параметры стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr, представлены в табл. 4.9.

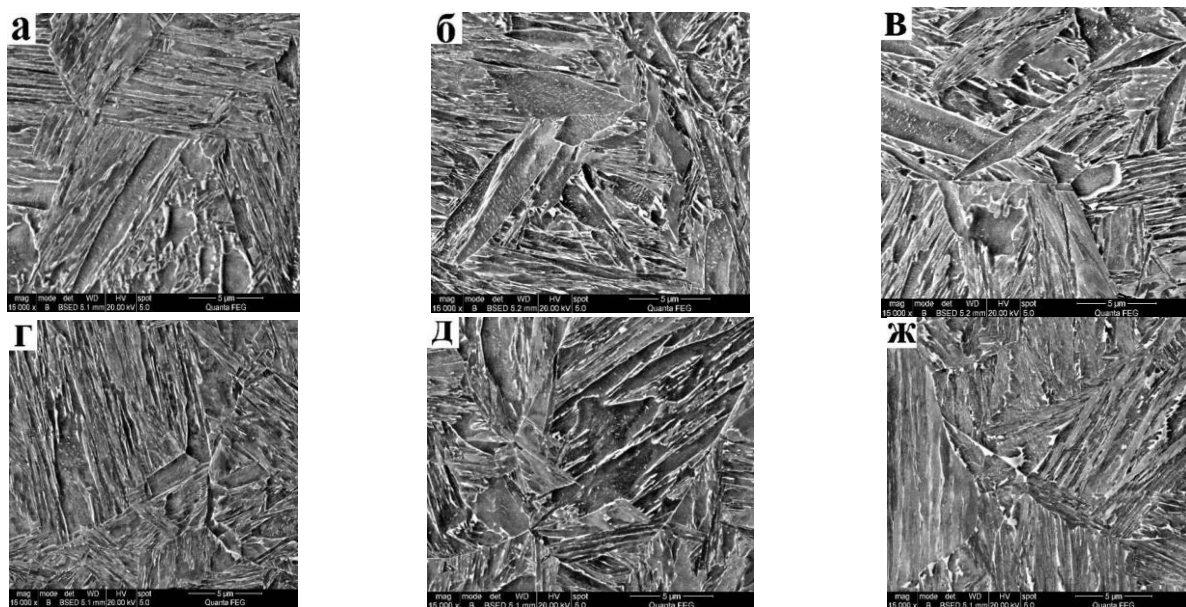


Рисунок 4.22 – РЭМ микроструктура листов исследуемой стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после горячей прокатки, закалке при температуре 210 °С (а, б, в) и 230 °С (г, д, ж) длительностью 30 (а, г), 100 (б, д) 600 секунд (в, ж), и распределении при температуре 350 °С в течение 1000 секунд. Указанный на фото отрезок соответствует 5 мкм.

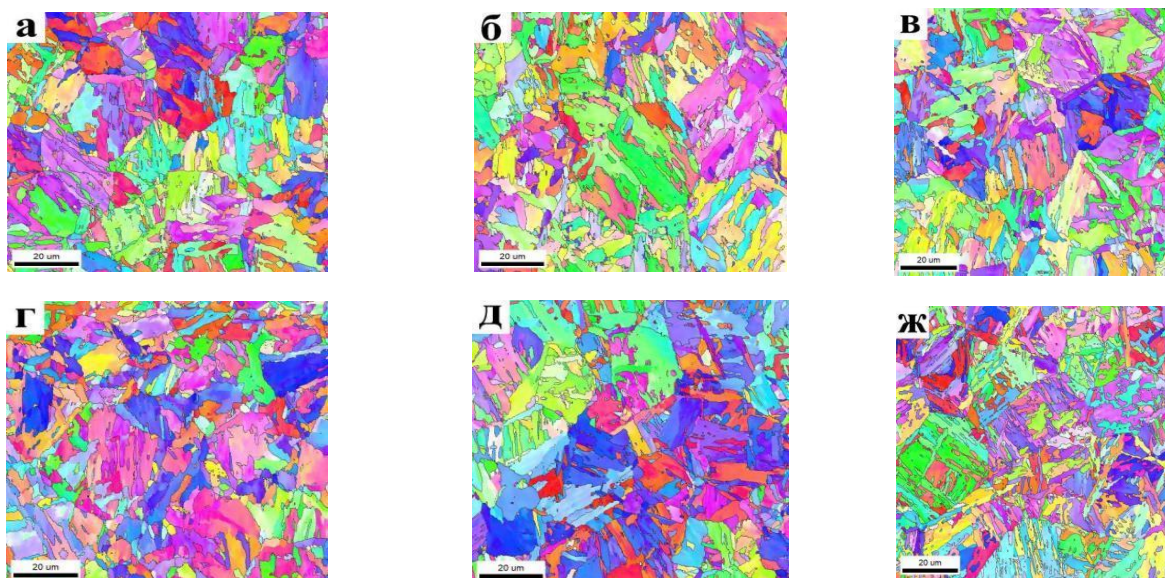


Рисунок 4.23 – Карты ориентировок (ДОРЭ) листа стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после горячей прокатки, закалки при температуре 210 °С (а, б, в) и 230 °С (г, д, ж) длительностью 30 (а, г), 100 (б, д) 600 секунд (в, ж), и распределении при температуре 350 °С в течение 1000 секунд

Объемная доля остаточного аустенита в стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после обработки закалка-распределение варьируется от 10,72 до 14,51 %, при этом, с увеличением времени операции распределения, объемная доля аустенита уменьшается для обеих температур закалки. Плотность дислокаций, рассчитанная по методу Кернела, составляет $5-6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Изменение температуры закалки и времени распределения не оказывает существенного влияния на расстояние между большеугловыми границами в структуре стали после обработки.

Таблица 4.9 - Микроструктурные параметры стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после обработки закалка-распределение (Q&P)

| Состояние | Объемная доля остаточного аустенита (Ферритометр), % | Объемная доля остаточного аустенита (рЭМ), % | Ср. знач. КАМ, (шаг сканирования 0.15 мкм), °С | Среднее расстояние между большеугловым и границами (ДОРЭ), мкм | $\rho_{\text{КАМ}}, \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ |
|---|--|--|--|--|--|
| Закалка 210 °С, Распределение 350 °С, 300 с | 13.43 | 0.20 | 0.60 | 1.8±0.2 | 5.7 |

| | | | | | |
|--|-------|------|------|---------|-----|
| Закалка 210 °С, Распределение 350 °С, 600 с | 14.28 | 1.70 | 0.53 | 1.8±0.2 | 5.0 |
| Закалка 210 °С, Распределение 350 °С, 1000 с | 10.72 | 0.10 | 0.60 | 1.8±0.2 | 5.6 |
| Закалка 230 °С, Распределение 350 °С, 300 с | 14.51 | 0.10 | 0.58 | 2.0±0.2 | 5.4 |
| Закалка 230 °С, Распределение 350 °С, 600 с | 13.53 | 0.10 | 0.54 | 1.8±0.2 | 5.0 |
| Закалка 230 °С, Распределение 350 °С, 1000 с | 11.26 | 0.10 | 0.54 | 2.0±0.2 | 5.1 |

На рисунке 4.24 представлена ПЭМ структура стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после обработки закалка-распределение при температуре закалки 210 °С и распределении при 350 °С в течение 1000 секунд. Остаточный аустенит имеет пленочную морфологию и повышенную плотность дислокаций порядка $1 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$. То есть, структурные параметры остаточного аустенита обеспечивают его высокую прочность в дополнении к твердорастворному упрочнению.

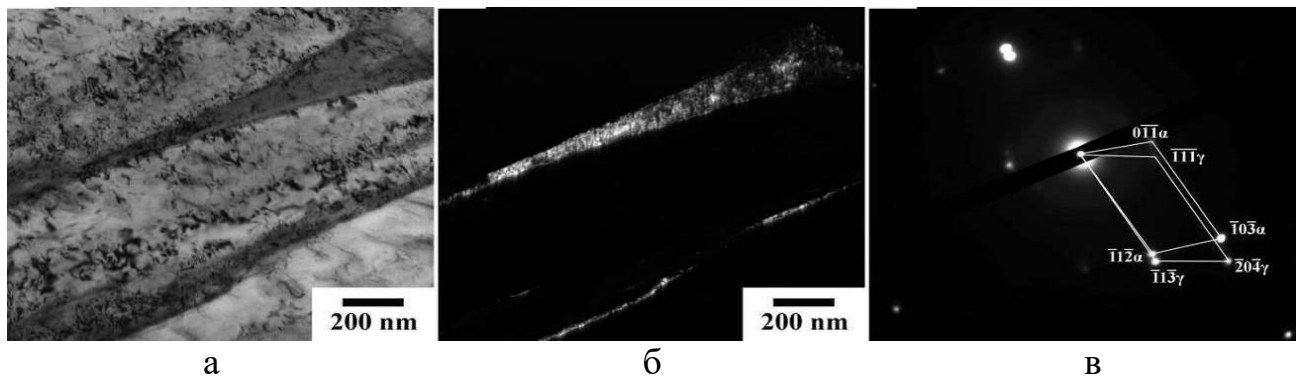


Рисунок 4.24 - ПЭМ остаточный аустенит в исследуемой стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr (а, б, в) после термической обработки закалка-распределение при температуре закалки 210 °С и распределении при 350 °С в течение 600с. Пленочный остаточный аустенит показан на светлопольном (а) и темнопольном изображении (б). Соответствующее изображение дифракции представлено на (в)

Средняя толщина аустенитных прослоек в стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr - 125 ± 25 нм, при средней ширине мартенситных реек 217 ± 14 нм соответственно. Помимо остаточного аустенита в структуре данной стали присутствуют частицы переходных карбидов $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ (рис. 4.25).

Частицы переходных карбидов пластинчатой формы в стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr выделяются внутри мартенситных реек и часто примыкают к прослойкам остаточному аустениту, что указывает на их межфазное зарождение и рост внутрь мартенситной фазы при операции распределения. Средний размер частиц карбидов в стали после горячей прокатки, подвергнутой трехступенчатой обработке закалка-распределение при температуре закалки 210°C и распределении при 350°C в течение 1000 с составил 90/11 нм (длина/толщина).

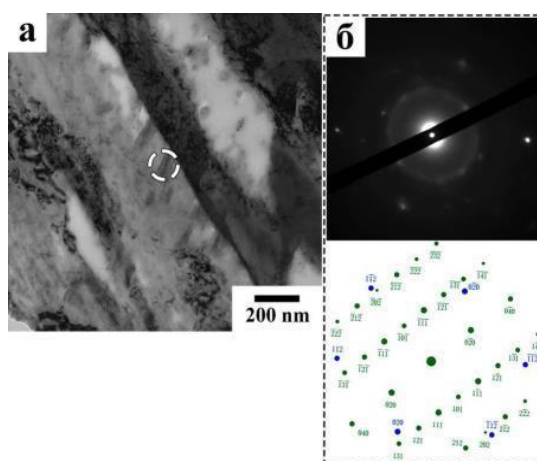


Рисунок 4.25 – Светлопольное ПЭМ изображение частиц карбидов $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ в стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после горячей прокатки, подверженной трехступенчатой обработке закалка-распределение при температуре закалки 210°C и распределении при 350°C в течение 1000с (а). Расшифрованная дифракционная картина, полученная с выделенной области (б). Синими символами обозначены рефлексы матричной мартенситной фазы, зелеными символами обозначены рефлексы частицы $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ внутри мартенситной рейки

На рисунке 4.26 показана рентгенограмма стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr. Объемная доля остаточного аустенита, рассчитанная по интегральной

интенсивности пиков, составила 9,73 %. На рентгенограмме хорошо различим пик аустенита от плоскости (111) (крайний слева).

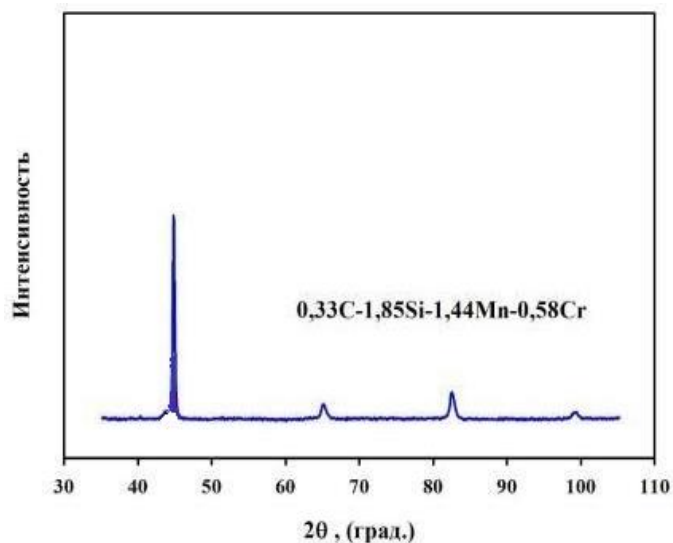


Рисунок 4.26 - Рентгенограмма стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после термической обработки закалка-распределение при температуре закалки 210 °С и распределении при 350 °С в течение 600 секунд

Количество углерода в остаточном аустените, рассчитанное по параметру решетки аустенитной фазы после трехступенчатой обработки закалка-распределение при температуре закалки 210 °С и распределении при 350 °С в течение 600 с в стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr составляет 1.25% вес. При такой объемной доле аустенита и содержании углерода в нем, суммарное количество углерода в мартенситной фазе и карбидах составляет 0,23% вес.

Таким образом, увеличение содержание углерода в остаточном аустените существенно уменьшает его содержание в мартенсите, что благоприятно влияет на ударную вязкость через повышение напряжений для хрупкого разрушения табл.4.10.

Таблица 4.10 — Механические свойства стали 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после обработки по различным режимам

| Обработка | Твёрдость, HRC | Условный предел текучести ($\sigma_{0.2}$), МПа | Предел прочности (σ_B), МПа | Удлинение (δ), % | Ударная вязкость, Дж/см ² |
|--|----------------|---|--------------------------------------|---------------------------|--------------------------------------|
| Аустенизация 900 °С, закалка 210 °С, распределение 350°С 300с | 50,0 ± 0,9 | 1100 | 1730 | 5.9 | - |
| Аустенизация 900 °С, закалка 210 °С, распределение 350°С 600с | 48,0 ± 1,4 | 1240 | 1560 | 13.55 | 59,6 |
| Аустенизация 900 °С, закалка 210 °С, распределение 350°С 1000с | 47,7 ± 0,4 | 1300 | 1520 | 10.34 | 74 |
| Аустенизация 900 °С, закалка 230 °С, распределение 350°С 300с | 50,2 ± 0,9 | 1060 | 1700 | 12.22 | - |
| Аустенизация 900 °С, закалка 230 °С, распределение 350°С 600с | 48,1 ± 0,8 | 1210 | 1540 | 12.86 | - |
| Аустенизация 900 °С, закалка 230 °С, распределение 350°С 1000с | 47,6 ± 0,9 | 1160 | 1450 | 11.58 | - |

Значения предела текучести и предела прочности после обработки закалка-распределение ниже, чем после закалки с отпуском, однако при увеличении

длительности операции распределения с 300 до 1000 секунд снижение предела прочности сопровождается повышением предела текучести.

На сталях, обработанных по режиму: аустенизация 900 °С, закалка 210 °С, распределение 350 °С – 600 с, 1000 с проводились испытания на ударный изгиб, по результатам которых были получены зависимости нагрузки и поглощенной энергии от перемещения маятника.

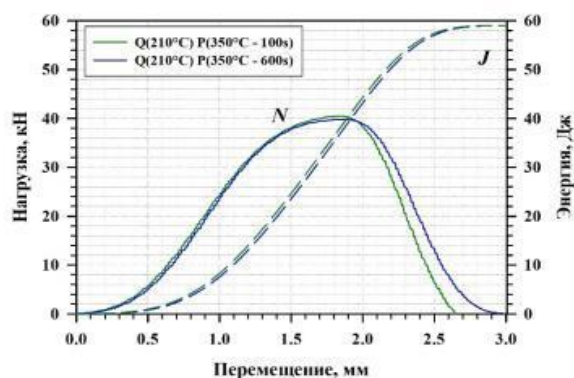


Рисунок 4.27 — Зависимости нагрузки от перемещения маятника для исследуемой стали

При обработке закалка 210 °С, распределение 350 °С 1000 с значения ударной вязкости составляет 74 Дж/см² что в 2 раза выше, чем при обработке закалка 900 °С и отпуск 500 °С и в 6 раз выше, чем при закалке без отпуска. При остальных исследованных режимах обработки закалка – распределение также достигаются более высокие значения ударной вязкости в сравнении со стандартной закалкой и отпуском. Максимальная нагрузка и поглощенная энергия при времени распределения равной 600 с и 1000 с была приблизительно равна и составляла 40 кН и 59 Дж соответственно. Наибольшая часть поглощенной энергии расходуется на пластическую деформацию стали перед образованием трещины.

4.5. Результаты исследования эксплуатационных характеристик сталей

Повышение твердости материала при абразивном износе в большинстве случаев приводит к снижению интенсивности изнашивания. Однако твердость не всегда является однозначным показателем износостойкости. Химический состав и термическая обработка металла во многом определяет износостойкость и является факторами, определяющими механические свойства материала. Обстоятельные исследования по установлению зависимости между износостойкостью при абразивном изнашивании и твердостью различных материалов проведены М.М. Хрущовым и М.А. Бабичевым. Известно, что величина относительной износостойкости чистых материалов и термически необработанных сталей прямо пропорциональна числу твердости H , определенному при вдавливании алмазной пирамиды с квадратным основанием. Следовательно,

$$\varepsilon = bH,$$

где b – коэффициент пропорциональности.

Для термически обработанных углеродистых и легированных сталей она имеет линейный характер:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + b'(H + H_0)$$

где ε_0 и H_0 – относительная износостойкость и твердость стали в отожжённом состоянии;

b' – коэффициент, зависящий от химического состава стали.

Исследование зависимости интенсивности изнашивания от свойств сталей изучалось по методике, описанной в 3 главе п. 3.6. Изнашиванию подвергались образцы низколегированных сталей - 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr; 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti; 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti. Все образцы были подвержены закалке при 900 °С с последующим отпуском при 280 °С в течение 1 часа. Такая обработка обеспечивает оптимальный комплекс механических свойств.

Результаты опытов приведены в виде графика (рис. 4.28), из которого следует, что интенсивность изнашивания термически обрабатываемых

легированных сталей находится в обратной зависимости от их твердости. С увеличением ее интенсивность износа уменьшается.

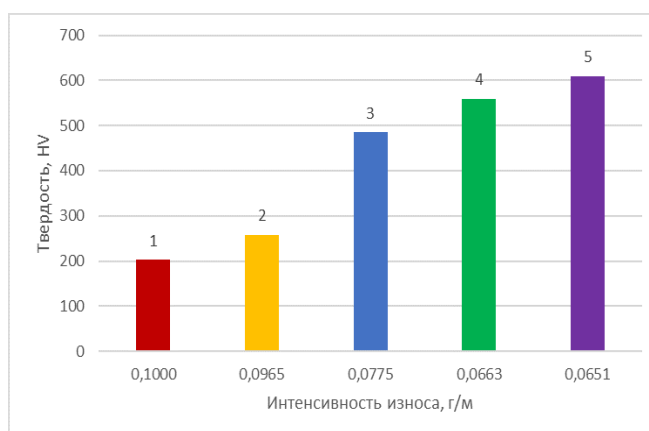


Рисунок 4.28 – Зависимость интенсивности износа от твердости образцов стали:

- 1) 45; 2) 65Г; 3) 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr; 4) 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti; 5) 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti

Высокая износостойкость стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti обусловлена повышенным содержанием углерода наряду с карбидообразующими элементами. Однако износостойкость стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti ниже стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti на 1,5 %, что обусловлено повышенным содержанием кремния [47]. При этом износостойкость этих сталей выше на 30 % широко используемой стали 65Г.

Таблица 4.11 – Результаты испытаний на абразивное изнашивание

| № | Тип образца | Износ | Относ. износост. (сталь 45) |
|---|--|--------|-----------------------------|
| 1 | Сталь 45 | 0,0923 | 1,0000 |
| 2 | 65Г | 0,0891 | 1,0391 |
| 3 | 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | 0,2146 | 1,2943 |
| 4 | 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti | 0,1836 | 1,5131 |
| 5 | 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti | 0,1803 | 1,5405 |

Результаты исследования на круговом почвенном стенде по установлению величины износа рабочих органов от наработки представлены в таблице 4.12 и рисунках 4.29-4.32.

Таблица 4.12 – Результаты массового износа сталей после 160 часов испытаний

| № п/п | Образец | Твердость, HV | Масса до испытаний, г | Масса после испытаний, г | Износ, г |
|-------|--|---------------|-----------------------|--------------------------|----------|
| 1 | Сталь 45 | 210,3 | 70,9677 | 44,6109 | 26,3568 |
| 2 | Сталь 65Г | 459 | 69,4741 | 45,5756 | 23,8985 |
| 3 | 30ХГСА | 328,8 | 60,3900 | 30,5360 | 29,8540 |
| 4 | 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti | 556,8 | 65,5869 | 48,7765 | 16,8104 |
| 5 | 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | 471 | 69,8275 | 51,3415 | 18,4860 |
| 6 | 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti | 566 | 69,4145 | 50,9776 | 18,4369 |

Полученные данные износа показывают увеличение износостойкости в 1,9 раз для стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после термической обработки, включающей закалку с температуры 900 °С и отпуск при 280 °С в течении 1 часа в сравнении со сталью 45.

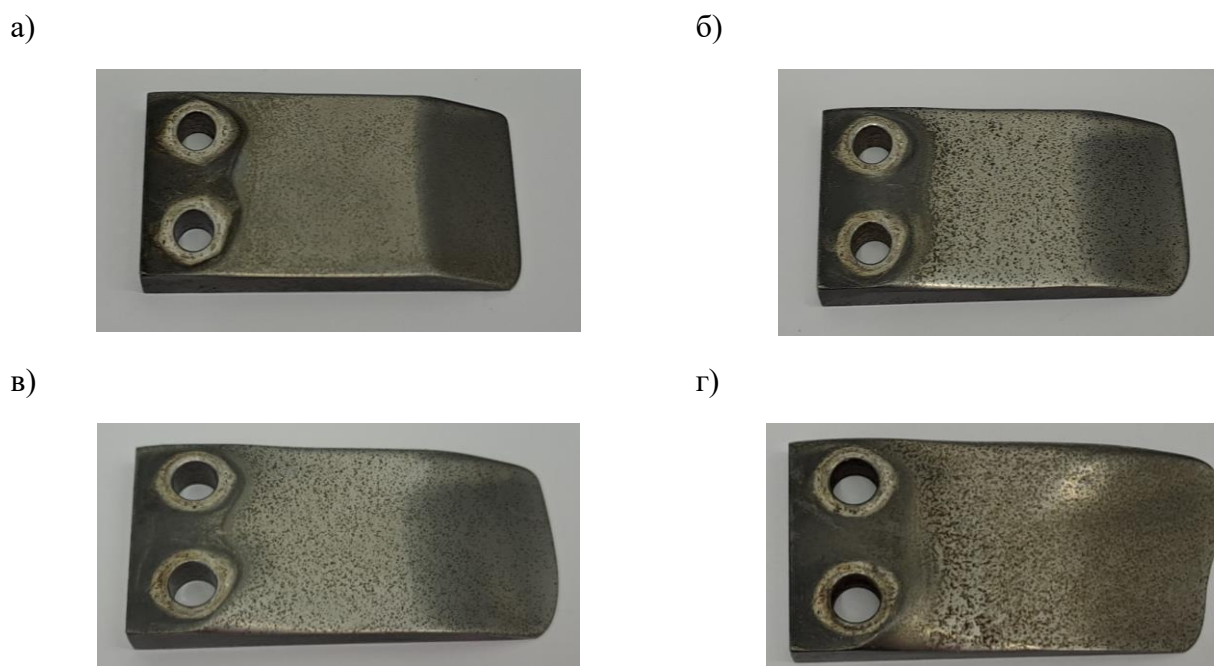


Рисунок 4.29 – Сталь 45 после: а) 40 часов; б) 80 часов; в) 120 часов; г) 160 часов испытаний

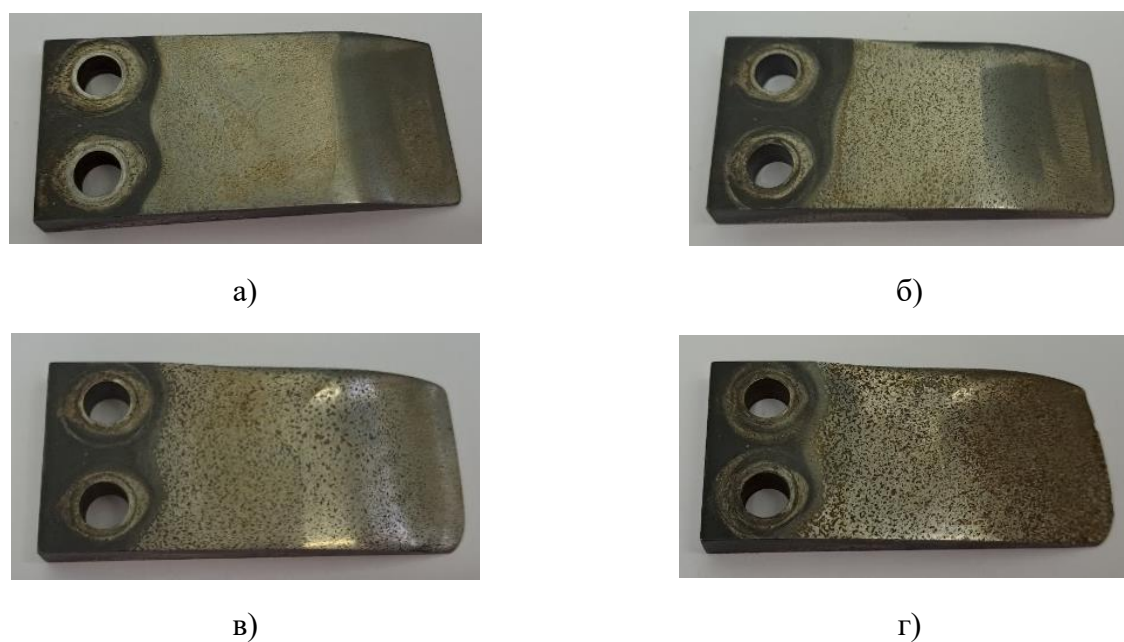


Рисунок 4.30 – Сталь 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после: а) 40 часов; б) 80 часов; в) 120 часов; г) 160 часов испытаний

Износостойкость стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после термической обработки, включающей закалку с температуры 900 °C и отпуск при 280 °C в течении 1 часа, выше эталонного образца из стали 45 в 1,7 раз.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.31 – Сталь 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после: а) 40 часов; б) 80 часов; в) 120 часов; г) 160 часов испытаний

Износостойкость стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после термической обработки, включающей закалку с температуры 900 °С и отпуск при 280 °С в течении 1 часа, выше эталонного образца из стали 45 в 1,4 раза.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.32 – Сталь 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после: а) 40 часов; б) 80 часов; в) 120 часов; г) 160 часов испытаний

Износостойкость стали $0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti$ после термической обработки закалка-распределение при температуре закалки $210\text{ }^{\circ}C$ в течении 30 секунд и температуре распределения $350\text{ }^{\circ}C$ в течении 100 секунд, выше составила эталонного образца из стали 45 в 2,68 раз.

Внешний вид образцов после испытаний стали $0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti$ после обработки закалка-распределение при температуре закалки $210\text{ }^{\circ}C$ в течении 30 секунд и температуре распределения $350\text{ }^{\circ}C$ в течении 100 секунд и эталонной стали 45 представлен на рис. 4.33.



Рисунок 4.33 – Сталь $0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti$ с термической обработкой закалка-распределение после: а) 40 часов; б) 80 часов; в) 120 часов; г) 160 часов испытаний

Аналогичные испытания на круговом почвенном стенде были проведены для широко используемых в настоящее время сталей 30ХГСА и 65Г применяемых для изготовления рабочих органов сельскохозяйственных машин. Значения относительной износостойкости этих сталей составили 0,83 и 1,15 соответственно.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.34 – Сталь 30ХГСА после: а) 40 часов; б) 80 часов; в) 120 часов; г) 160 часов испытаний

Коррозионная стойкость низколегированных сталей во многом зависит от структуры, которая определяется условиями термической обработки. Скорость коррозии железоуглеродистых сплавов сводится к минимуму, когда растворенное вещество находится в твердом растворе, и возрастает по мере распада на две и более составляющих. Дальнейший рост этих частичек ведет к уменьшению скорости коррозии, которая, однако, всегда превышает скорость твердого раствора. При закалке с температуры выше критического интервала временно образуется твердый раствор, который относительно устойчив к коррозии. При отпуске закаленной стали происходит выделение частиц карбида железа, принимающие с повышением температуры и увеличением времени отпуска большие размеры и являются катодными включениями [33].

Для установления зависимости коррозионной стойкости сталей от режима термической обработки образцы были подвергнуты термообработке при различных режимах (табл. 4.13). Для их сравнения введено понятие относительной коррозионной стойкости, равной отношению скорости коррозии эталонного образца к скорости коррозии испытуемого. В качестве контрольного образца была выбрана конструкционная сталь 45 [107].

Таблица 4.13 – Режимы термической обработки

| Образец стали | Режим термической обработки |
|---|--|
| 65Г | Закалка 830 °С в масло и отпуск 400С 1ч. |
| 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti | Закалка 900 °С |
| 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti* | Закалка 900 °С в воду и отпуск 280С 1ч. |
| 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | Закалка 900 °С |
| 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr* | Закалка 900 °С в воду и отпуск 280С 1ч. |
| 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti | Закалка 900 °С |
| 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti* | Закалка 900 °С в воду и отпуск 280С 1ч. |



Рисунок 4.35 - Подготовленные образцы для испытаний

После проведенных испытаний в течение 48 часов образцы были извлечены из камеры (рис. 4.36).



Рисунок 4.36 – Образцы после испытаний в камере соляного тумана

Таблица 4.14 – Результаты испытаний по определению коррозионной стойкости низколегированных сталей

| Тип образца | Скорость коррозии (г/м ² *ч) | Коррозионная стойкость |
|---|--|---------------------------|
| Сталь 45 (эталон) | 0,2336 | 1,00 |
| 30ХГСА | 0,2658 | 0,87 |
| 65Г | 0,2687 | 0,86 |
| 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb- 0,031Ti | 0,1723 | 1,35 |
| 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb- 0,031Ti* | 0,1524 | 1,53 |
| 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr | 0,2390 | 0,97 |
| 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr* | 0,1480 | 1,57 |
| 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb- 0,04Ti | 0,2375 | 0,98 |
| 0,43С-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb- 0,04Ti* | 0,4142 | 0,56 |

Примечание. Термическая обработка * – закалка + отпуск.

В зависимости от характера коррозионной среды, на коррозионную стойкость сталей влияют компоненты, входящие в состав сталей (хром, титан, молибден и ниобий). Как видно из табл. 4.14, коррозионная стойкость сталей 0,33С-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr и 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti выше стойкости сталей 30ХГСА и 65Г.

Наиболее сильно пассивирующим компонентом металлов является хром. Он находится в твердом растворе с железом, и чем больше хрома, тем легче наступает пассивность сплава (решающее значение имеет количество хрома в сплаве, которое находится в твердом растворе, за вычетом хрома, связанного в карбиды). С повышением содержания хрома в разрабатываемой стали до 0,58 % Cr, ее стойкость относительно стали 65Г - до 0,25 % Cr выше на 35%.

Легирующими компонентами, обеспечивающими коррозионную стойкость кроме хрома, являются еще никель, титан и молибден. Никель, а также его сплавы с хромом пассивируются и становятся стойкими при работе в агрессивных средах, что особенно важно для сельского хозяйства. Добавка 0,20 % Мо повышает сопротивление ползучести, а добавка 0,03 % Ti и 0,04 Nb уменьшает хрупкость сварных швов вследствие связывания углерода в устойчивые карбиды [107,11]. Кроме того, в литературе имеются данные о незначительном влиянии марганца на коррозионную стойкость.

Результаты проведенного исследования позволяют сделать вывод, что разрабатываемая сталь 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti обладает высокой износостойкостью и коррозионной стойкостью.

4.6. Результаты полевых испытаний

Для подтверждения полученных лабораторных результатов по определению износостойкости разрабатываемых сталей были проведены натурные испытания по определению износостойкости в реальных условиях эксплуатации. Во время проведения полевых испытаний было обработано поле площадью 6,5 га, скорость движения трактора составляла 12 км/ч, агротехнический прием – междурядная обработка.

Для полевых испытаний выбрана сталь 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti, из которой были изготовлены пластины длиной 190 мм, шириной 50 мм и толщиной 3 мм. Далее пластины были подвергнуты термической обработке по режиму: закалка с температуры 900 °С и отпуск при 280 °С в течение 1 ч. Термообработанные пластины были очищены от окалины в пескоструйном аппарате и приварены к серийной лапе культиватора КРН-220. На рисунке 4.37(а) показана серийная лапа культиватора КРН-220, изготовленная из стали 30, а на рисунке 4.37(б) та же лапа с приваренными пластинами до испытаний. По аналогичной методике были изготовлены и приварены к серийным лапам пластины

из сталей 30ХГСА, 55С2, которые применяются в сельском хозяйстве и в данном исследовании использовались для сравнения.

Для оценки износостойкости проводилось взвешивание лап с приваренными пластинами до и после испытаний. Износ представляет собой потерю массы детали во время испытания. Кроме того, для сравнения был определен износ серийной лапы из стали 30 без приваренных пластин. На рисунке 4.38(а) показаны серийная лапа КРН-220, а на рисунке 4.38(б) лапа с приваренными пластинами после испытаний. Результаты полевых испытаний сталей и их термические обработки показаны в таблице 4.15. Наименьший износ 15,22 г был получен для экспериментальной стали 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после термической обработки, включающей закалку с температуры 900 °С и отпуск при 280 °С в течении 1 ч.

Таблица 4.15 – Результаты полевых испытаний сталей и их термические обработки

| № п/п | Тип образца | Масса до испытаний, г | Масса после испытаний, г | Относительная износостойкость |
|-------|---|-----------------------|--------------------------|-------------------------------|
| 1 | 30ХГСА, закалка 880°С в масле, отпуск 550°С, 1 час, вода | 1213,14 | 1192,34 | 0,88 |
| 2 | 30ХГСА, закалка 880°С в масле, отпуск 250°С, 1 час, вода | 1239,42 | 1217,22 | 0,83 |
| 3 | 0,34С-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti, закалка 900°С в воде, отпуск 280°С, 1 час | 1234,68 | 1219,46 | 1,20 |
| 4 | 55С2, закалка 880°С в масле, отпуск 400°С, охлаждение в воде | 1253,62 | 1223,44 | 0,61 |
| 5 | Сталь 30 | 788,74 | 770,4 | 1,00 |



а)



б)

Рисунок 4.37 – Лапа культиватора КРН-220 до испытаний: а – серийная деталь, б – деталь с приваренными пластинами



а)



б)

Рисунок 4.38 – Лапа культиватора КРН-220 после испытаний:
а – 30ХГСА с приваренными пластинами, б – $0,34\text{C}-1,77\text{Si}-1,35\text{Mn}-0,56\text{Cr}-0,20\text{Mo}-0,04\text{Nb}-0,031\text{Ti}$ с приваренными пластинами

Данный результат подтверждает целесообразность применения разработанных сталей для изготовления рабочих органов сельскохозяйственной техники.

4.7. Выводы по главе

1. На основе результатов расчетов в программе Thermo-calc, дилатометрического и DSC-анализа были выбраны температуры аустенизации, ряд экспериментальных температур отпуска сталей, а также температуры обработки Q&P.

2. Для исследуемых сталей, согласно разработанным режимам, были проведены термические и термомеханические обработки, а именно: предварительная горячая прокатка, закалка отпуск (Q&T), закалка-распределение (Q&P), деформационно-термическая обработка при температуре отпуска после закалки.

3. Установлено, что деформационно-термическая обработка стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti при температуре 500 °C до полной деформации 0,85 приводит к образованию и раскрытию продольных трещин. Оптимальными температурами деформационно-термической обработки стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti являются температуры выше 600 °C, поскольку приводят к снижению усилия прокатки.

4. Установлено, что среднее расстояние между БУГ в стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после отпуска при температуре 500 °C увеличивается до 1.62 ± 0.15 мкм по сравнению с 0.81 ± 0.15 мкм в стали после закалки. Ширина мартенситных реек монотонно увеличивается с увеличением температуры отпуска. Плотность дислокаций, рассчитанная по изображениям ПЭМ после закалки, составляет $2,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, и практически не изменяется при отпуске при температурах ≤ 280 °C. Отпуск при температуре 500 °C в течение 1 часа приводит к уменьшению плотности решеточных дислокаций на 35 %.

5. Установлено, что среднее расстояние между БУГ в листах стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после закалки составило $1,4 \pm 0,1$ мкм, отпуск в интервале температур от 200 °C до 500 °C приводит к росту зерен до $2,9 \pm 0,1$ мкм. Отпуск при температуре 500 °C приводит к уменьшению плотности решеточных дислокаций на 59 %.

6. Установлено, что в стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr перераспределение углерода при отпуске приводит к выделению частиц карбидов. Переходные карбиды Fe₂C пластинчатой формы выделяются при отпуске при температуре 280 °C со средним размером 42 нм и отношением продольного размера к поперечному $a/b = 5,3$. После отпуска при температуре 500 °C в данной стали происходит выделение глобулярных частиц цементита Fe₃C со средним размером 42 нм.

7. Установлено, что в стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки образуется высокая плотность дислокаций $1,5 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ и маленькая толщина реек ~ 137 нм. Отпуск снижает плотность свободных дислокаций и незначительно увеличивает толщину реек до $5,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ и 210 нм, соответственно. В стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti наблюдается следующая последовательность выделений: ϵ -карбид + $\text{M}_3\text{C} \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6$ при увеличении температуры отпуска.

8. Определено, что вне зависимости от содержания углерода для среднеуглеродистых сталей с содержанием углерода от 0,33 до 0,43 %, относящиеся к классу прочности 1500 МПа среднее расстояние между БУГ после отпуска в интервале температур от 200 °С до 500 °С изменяется в пределах погрешности. Плотность геометрически необходимых дислокаций, определенная по КАМ, с увеличением температуры отпуска до 500 °С уменьшается.

9. Установлено, что сталь 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после закалки имеет предел текучести, предел прочности и удлинение равные 1280 МПа, 1870 МПа и 7,5 % соответственно. Отпуск при температуре 200 °С приводит к увеличению предела текучести и удлинения, при этом предел прочности остается прежним. Увеличение температуры отпуска приводит к уменьшению предела текучести и предела прочности, при этом наблюдается постепенный рост пластичности. Повышение температуры отпуска приводит к снижению деформационного упрочнения.

10. Определено, что твердость стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после закалки составляет 53,7 HRC. После отпуска при температуре 200 °С твердость не изменяется. Увеличение температуры отпуска до 500 °С приводит к снижению значения твердости до 43,0 HRC.

11. Установлено, что ударная вязкость стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti после закалки при комнатной температуре испытания составляет 17,4 Дж/см². Отпуск при температурах 200 °С, 280 °С и 500 °С приводит к повышению ударной вязкости в 2 раза, а при температуре отпуска 400 °С

наблюдается снижение ударной вязкости, что свидетельствует о проявлении отпускной хрупкости.

12. Установлено, что отпуск закаленной при 900 °С стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr приводит к снижению предела прочности, но при температурах отпуска 280 °С и 400 °С он сопровождается повышением предел текучести. Повышение температуры отпуска до 500 °С приводит к повышению ударной вязкости до ~31 Дж/см².

13. Пластичность стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr повышается по мере увеличения температуры отпуска и при 500 °С составляет 8,9 %. Тем не менее, пластичность остаётся на относительно низком уровне даже после отпуска при температурах 400 °С и 500 °С. Отпуск при 200-500 °С приводит к снижению твердости. Наименьшие значения твердости наблюдаются после отпуска при температуре 500 °С и составляет 41,2 HRC, что в среднем на ~10 HRC ниже, чем в состоянии после закалки в воду с 900 °С.

14. Установлено, что отпуск стали при температуре 200 °С 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti, приводит к увеличению предела текучести на 180 МПа по сравнению с закаленным состоянием. После отпуска в интервале температур 200 – 400 °С предел текучести 1690 МПа остается неизменным, а значения предела прочности и равномерного удлинения медленно снижаются с повышением температуры отпуска.

15. Установлено, что твердость стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti после закалки равна 55 HRC. После отпуска в интервале температур 200 – 400 °С твердость снижается незначительно. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 650 °С приводит к снижению значения твердости до 44 HRC.

16. Применение режима трехступенчатой обработки для низкоуглеродистой стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr, включающего трехступенчатую обработку аустенизация 900 °С, закалка 210 °С, распределение 350 °С 1000 с позволяет получить предел текучести 1300 МПа, предел прочности 1520 МПа и

относительное удлинение 10,34 %. В этом состоянии ударная вязкость стали составила 74 Дж/см².

17. Определена относительная износостойкость сталей 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr; 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti; 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti. Лучший результат получен для стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti ее стойкость выше на 30 % широко используемой стали 65Г.

18. Лабораторные исследования относительной износостойкости сталей 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr; 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti; 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti с режимом термической обработки закалка при температуре 900 °С и последующий отпуск при температуре 280 °С показали износостойкость в среднем на выше 27 % широко используемой стали 65Г.

19. Лабораторные стендовые исследования относительной износостойкости сталей 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr; 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti; 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti с режимом термической обработки закалка при температуре 900 °С и последующий отпуск при температуре 280 °С показали износостойкость сталей в среднем на выше 30% широко используемой стали 65Г. Полученные данные свидетельствует о воспроизводимости и достоверности полученных результатов.

20. Установлено, что относительная износостойкость стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti повышается в 2,5 раза после термической обработки закалка-распределение при температуре закалки 210 °С в течении 30 секунд и температуре распределения 350 °С в течении 100 секунд.

21. Установлена коррозионная стойкость сталей 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr; 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti; 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti с режимом термической обработки закалка при температуре 900 °С и последующий отпуск при температуре 280 °С. Их стойкость составляет 1,57, 0,56 и 1,53 соответственно.

22. Натурные испытания низколегированных сталей показали увеличение ресурса стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti в 2 раза. Данный результат подтверждает целесообразность применения разработанных сталей для изготовления рабочих органов сельскохозяйственной техники.

ГЛАВА 5. ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

5.1 Разработка технологии изготовления рабочих органов

При выполнении работ, согласно договору № 230662.11.ХД.000 на поставку поковок для нужд ФГБОУ ВО РГАУ-МСХА имени К.А. Тимирязева от 31.07.2023 в условиях АО «НПО «ЦНИИТМАШ», были проведены плавки в открытой индукционной печи ИСТ 016 с основной футеровкой тигля и емкостью 50 кг. Особенности индукционной плавки таковы, что в процессе плавки практически невозможно проводить рафинировочные процессы (кроме раскисления), поэтому для получения металла высокого качества был выбран метод сплавления чистых (и особо чистых) шихтовых материалов.

В качестве шихты использовали:

- железо типа «Армко» с особо низким содержанием серы и фосфора;
- металлический хром Х99;
- марганец металлический (электролитический) марки Мн998;
- никель электролитический марки Н 1;
- молибден металлический марки МШВ (штабик);
- ниобий марки НБШ (штабик);
- кремний марки Кр00;
- феррованадий марки ФВд80

и в качестве раскислителей применяли алюминий марки А99, ферробор марки ФБ20 и мишметалл марки МЦ 50Ж6 из расчета на 0,01 % алюминия и церия.

Перед началом плавки проводили полный расчет шихты и заносили его в плавильную карту.

Выплавка в открытой индукционной печи ИСТ 016 представлена на рисунке 5.1. Температуру металла при выплавке и разливке поддерживали на уровне 1600-1610 °С.



Рисунок 5.1 – Процесс выплавки стали в открытой индукционной печи ИСТ
016

Металл из ОИП сливали в разливочный ковш, предварительно подогретый до 900 °С. Из ковша отбирали пробу металла для проведения химического анализа, затем металл заливали в заранее подготовленную «земляную» форму с прибыльной надставкой (рис.5.2). Прибыль сверху присыпали экзотермической смесью, чтобы наиболее полно вывести усадочную раковину в прибыль для увеличения выхода годного металла и повышения качества металла электрода.



Рисунок 5.2 – Отливка электродов открытой индукционной выплавки

В результате разливки металла из открытой индукционной печи получены расходоуемые электроды диаметром 75 мм, массой с прибыльной надставкой примерно 54 – 55 кг каждый, заданных химических составов, годных для дальнейшего электрошлакового переплава. После кристаллизации металла и остывания отливки, электрод раздевали, осматривали поверхность, отрезали прибыльную часть, вырезали затравку для электрошлакового переплава, зачищали поверхность, если было нужно, и готовили для переплава на установке ЭШП.

После электрошлакового переплава были получены слитки, внешний вид которых представлен на рисунке 5.3. Поверхность слитков гладкая, без пережимов.



а)



б)

Рисунок 5.3 – Процесс «раздевания» (а) и внешний вид (б) слитков ЭШП

После остывания слитки ЭШП массой до 40 кг подготавливали к дальнейшей ковке. Перед ковкой от каждого слитка отрезали нижнюю часть с затравкой (на высоту затравки ~ 20 мм), оставшуюся часть передавали на ковку.



Рисунок 5.4 – Резка слитка ЭШП

Слиток загружали в теплую печь ($T \sim 800$ °С), нагревали до температуры ~ 1180 °С и выдерживали в течение двух часов. Заготовки ковали от температуры 1180 °С до 900 °С, затем заготовку снова загружали в печь.

Ковку слитков выполняли плоскими бойками на молоте с массой падающих частей 750 кг (рис. 5.5).



а)



б)

Рисунок 5.5 – Гидравлический молот МПЧ750 (а) и ковка слитков (б)

Ковку слитка на сутунку заданного размера толщиной $65+4$ мм, шириной $140+8$ мм, максимально возможной длины производили за три выноса с уменьшением до заданной толщины.

Затем, согласно следующим технологическим операциям, получают высокопрочный горячекатаный лист:

- 1) Нагрев заготовки низкоуглеродистой стали в муфельной печи до температуры деформации 1080 °С и выдержка в течение 1 часа;
- 2) Прокатка в интервале температур 1100 °С – 900 °С с обжатием 60 % и последующим охлаждением на воздухе [82].

Из листового проката вырезают и зачищают пластины (рис 5.6) с целью последующей приварки на режущие кромки рабочих органов почвообрабатывающих машин.



Рисунок 5.6 – Резка заготовки (пластины)

Основным параметром режима ручной дуговой сварки является величина сварочного тока. С увеличением тока возрастают длина и ширина сварочной ванны, а также глубина проплавления металла. При назначении тока учитывают толщину свариваемых деталей, диаметр электрода, тип шва и положение его в пространстве, род и полярность тока.

Диаметр электрода подбирают с учетом толщины свариваемых деталей (металла):

| | | | | | |
|-----------------------|-------|---|-------|--------|------------|
| Толщина металла, мм | 1...2 | 3 | 4...5 | 6...12 | 13 и более |
| Диаметр электрода, мм | 2 | 3 | 3...4 | 4...5 | 5...8 |

Величину тока подсчитывают по формуле (для сварки в нижнем положении):

$$I_{св} = K \cdot d_{эл},$$

где:

| | | | | | |
|-----------------------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Диаметр электрода, мм | 1...2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
| Значение K | 25...30 | 30...45 | 35...50 | 40...55 | 45...60 |

Указанные табличные данные являются теоретическими и несут рекомендательный характер. Поэтому величину сварочного тока выбираем согласно паспорту электродов которую рекомендует завод изготовитель.

Приварку низколегированных сталей осуществляют электродами типа Э46 марки ОЗС-12 (рис.5.7) и электродами типа LB-52U. Металл шва, выполненный этими электродами, обеспечивает высокую ударную вязкость и стойкость к растрескиванию.

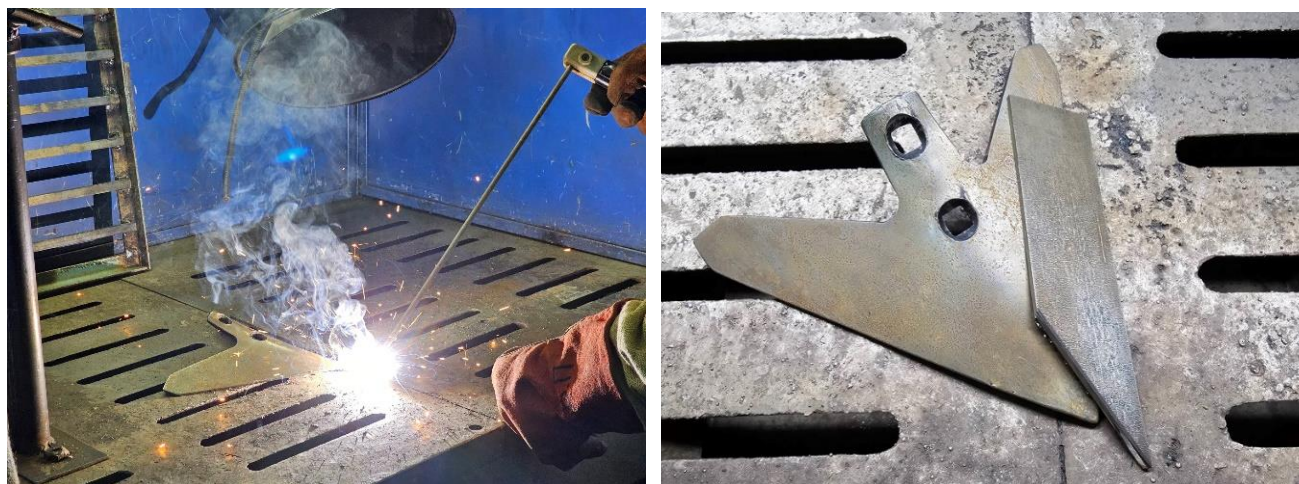


Рисунок 5.7 – Приварка низколегированных пластин

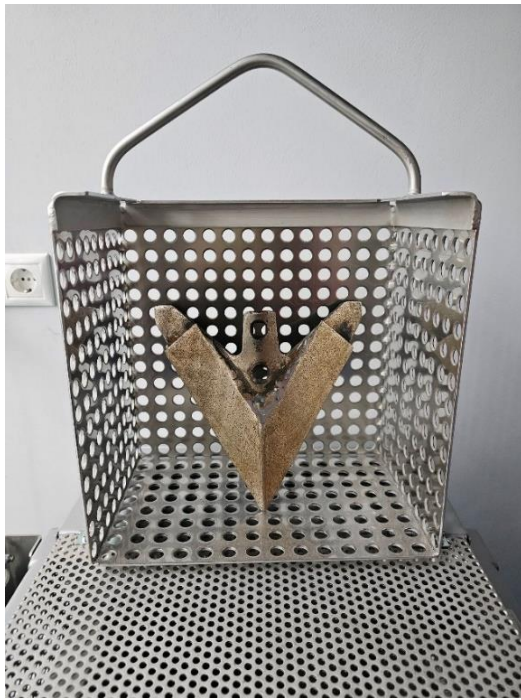
После приварки пластин полученный шов зачищают и проверяют на наличие дефектов: подрезы, раковины, не провар и т.д.



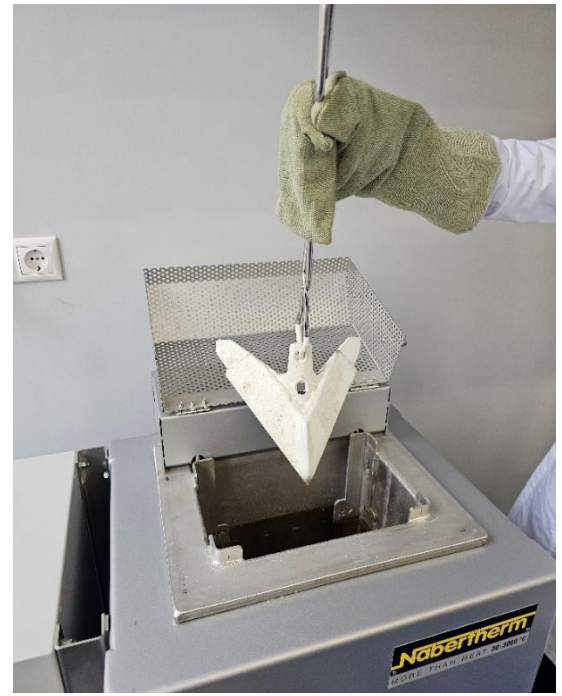
Рисунок 5.8 – Зачистка сварных швов после приварки пластин

Для снятия внутренних напряжений в полученном изделии применяют отжиг с последующей термической обработкой согласно следующим режимам:

- 1) Отжиг при температуре 900 °С;
- 2) Закалка, включающая аустенизацию при температуре 900 °С с выдержкой в течение 300 секунд, охлаждение в горячей среде (соляном расплаве) при температуре 220 °С в течение 30 секунд;
- 3) Распределение при температуре 350 °С в течение 60 секунд в соляном расплаве, с последующим охлаждением на воздухе.



а)



б)

Рисунок 5.9 – Процесс термической обработки изготовленной лапы культиватора: а) до термической обработки; б) после термической обработки

Контроль качества полученного изделия производится посредством визуальной оценки и измерения твердости по методу Виккерса.



Рисунок 5.10 – Контроль качества

Разработанные лапы культиватора, при достижении предельного состояния, могут быть восстановлены с помощью замены изношенных элементов (новых режущо-лезвийных частей), которые изготавливаются и привариваются внахлест вместо отрезанных изношенных частей. В результате возможно, как минимум двукратное возобновление ресурса лап культиватора, что позволит производителям сельскохозяйственной продукции сэкономить значительные денежные средства на приобретении новых, дорогостоящих рабочих органов.

5.2 Экономическая эффективность внедрения разработанной технологии повышения долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин

Так как повышение долговечности рабочих органов реализуется наваркой износостойких пластин (ИП) на серийные изделия, то при дальнейшей их эксплуатации, в случае достижения или предельного состояния, после удаления изношенных частей могут вновь привариваться ИП.

Предполагаемая технология позволяет упрочнять рабочие органы почвообрабатывающих машин почти всего ряда номенклатуры. Реализация технологии может быть реализована как на предприятиях машиностроения выпускающих сельскохозяйственное оборудование, так и в мастерских сельскохозяйственных предприятиях. Расчет экономического эффекта разработанной технологии выполнен на примере культиваторной лапы с использованием методик, приведенных в работах [42,53].

Для оценки эффективности применения разработанной технологии повышения долговечности РО была использована формула:

$$W = \left(\frac{P_M}{N_M} - \frac{P_C}{N_C} \right) \cdot N_M \cdot V_{\Gamma} \quad (5.1)$$

где W – экономическая эффективность разработанной технологии, руб;

P_M, P_C – цена модернизированного и серийного РО, руб;

N_M, N_C – наработка модернизированного и серийного РО соответственно, га;

V_T – годовой объем производства, шт.

Цену модернизированного РО определяем по формуле:

$$P_M = P_C + C_M, \text{ руб} \quad (5.2)$$

где C_M – себестоимость модернизированного РО, руб.

Себестоимость модернизированного РО определяли по формуле:

$$C_M = Z + P_{PM} + P_{ИД} + P_{ТО}, \text{ руб} \quad (5.3)$$

где Z – заработная плата рабочих с начислениями, руб;

P_{PM} – стоимость расходных материалов, руб;

$P_{ИД}$ – стоимость изношенной детали, руб;

$P_{ТП}$ – затраты на организацию технологического процесса, руб.

Заработная плата определяется по формуле:

$$Z = \left(\frac{NB_1 \cdot ЧТС_1}{60} + \frac{NB_2 \cdot ЧТС_2}{60} + \dots + \frac{NB_n \cdot ЧТС_n}{60} \right) \cdot K_{П} \cdot K_{Д} \cdot K_{С}, \text{ руб} \quad (5.4)$$

где NB_1, NB_2, \dots, NB_n – нормативы на выполнение операций, мин;

$ЧТС_1, ЧТС_2, \dots, ЧТС_n$ – тарифная ставка разряда на выполнение технологический операций, руб;

$K_{П}$ – коэффициент, учитывающий премиальную доплату ($K_{П} = 1,1 \dots 1,4$);

$K_{Д}$ – коэффициент, учитывающий дополнительную заработную плату ($K_{Д} = 1,1 \dots 1,5$);

$K_{С}$ – коэффициент, учитывающий отчисления в фонд социального страхования.

Данные для расчета экономической эффективности разработанной технологии представлены в таблицах 5.1, 5.2 и 5.3.

Таблица 5.1 – Заработная плата рабочих при выполнении работ согласно технологической карте

| № операции | Наименование операции | Норма времени, мин | ЧТС, руб | Заработная плата, руб |
|------------|-----------------------|--------------------|----------|-----------------------|
| 005 | Слесарная | 5,0 | 95 | 7,9 |
| 010 | Сварочная | 10,4 | 110 | 19,1 |
| 015 | Термическая обработка | 16,6 | 258 | 71,4 |
| 020 | Контрольная | 3,1 | 95 | 4,9 |
| Итого: | | | | 103,3 |

Таким образом, согласно формуле (5.4), заработная плата будет составлять:

$$З = 103,3 \cdot 1,1 \cdot 1,1 \cdot 1,3 = 162,49 \text{ руб.}$$

Стоимость расходных материалов определяем по формуле (5.5) с использованием данных, представленных в таблице 5.2.

$$P_{PM} = \sum_{i=1}^k \rho_i \cdot P_{PMi}, \text{ руб} \quad (5.5)$$

где ρ_i – норма расхода i – го расходного материала на одно изделие;

P_{PMi} – стоимость 1 кг i – го материала, руб.

Таблица 5.2 – Стоимость расходных материалов

| Наименование материала | Норма расхода, кг (шт) | Цена 1 кг (шт) | Затраты на материалы, руб |
|-------------------------|------------------------|----------------|---------------------------|
| Листовой прокат | 0,300 | 300 | 90 |
| Отрезной диск | 1 | 60 | 60 |
| Электрод | 1 | 331 | 8,7 |
| Соль для закалки AS 135 | 5 | 120 | 600 |
| Итого | | | 758,7 |

Стоимость изношенной лапы определяют по цене металлолома:

$$P_{\text{ИД}} = C_{\text{М}} \cdot M, \text{руб} \quad (5.6)$$

где $C_{\text{М}}$ – цена 1 кг металлолома, руб;

M – масса изношенной детали, кг.

$$P_{\text{ИД}} = 30 \cdot 0,600 = 18 \text{ руб.}$$

Затраты на организацию технологического процесса определяют:

$$P_{\text{ТП}} = (2 \dots 3) \cdot 3, \text{руб} \quad (5.7)$$

$$P_{\text{ТП}} = 2 \cdot 162,49 = 324,98 \text{ руб.}$$

По формуле (5.3) находим себестоимость модернизированного РО:

$$C_{\text{М}} = 162,49 + 758,7 + 18 + 324,98 = 1264,17 \text{ руб}$$

По формуле (5.2) получаем:

$$P_{\text{М}} = 650 + 1254,17 = 1914,17 \text{ руб.}$$

Таблица 5.3 – Затраты на организацию рабочего места для выполнения технологических операций

| Наименования оборудования | Количество оборудования | Цена за единицу оборудования | Затраты на оборудование |
|---|-------------------------|------------------------------|-------------------------|
| Сварочный аппарат | 1 | 60690 | 60690 |
| Верстак-стол | 1 | 12613 | 12613 |
| Гельиотина | 1 | 120400 | 220400 |
| Шлифовальная машинка | 1 | 14632 | 14632 |
| Печь для ТО | 1 | 1035550 | 1035550 |
| Ультразвуковой твердомер ТКМ-459С (специальный) | 1 | 150667 | 150667 |
| Отрезной станок LC-350 | 1 | 615000 | 615000 |
| Итого | | | 1889152 |

Экономическая эффективность применения разработанной технологии для повышения долговечности РО (по формуле 5.1) в расчете на одну лапу:

$$W = \left(\frac{1914,17}{160} - \frac{650}{90} \right) \cdot 160 = 758,61 \text{ руб.}$$

Экономическая эффективность применения разработанной технологии для повышения долговечности РО (по формуле 5.1) в расчете на программу изготовления будет равна:

$$W = 1000 \cdot 758,61 = 758610 \text{ руб.}$$

Срок окупаемости определяем по формуле:

$$T = \frac{K}{W}, \quad (5.8)$$

где K – затраты на организацию рабочего места для выполнения технологических операций, руб.

$$T = \frac{1889152}{758610} = 2,5 \text{ года.}$$

5.3 Выводы по главе

1. В ходе проведенных исследований была разработана технология повышения долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин с помощью приварки к ним износостойких пластин из низколегированной стали. Технология может быть реализована как в стационарных условиях на предприятиях, так и в небольших мастерских.
2. Разработанная технология внедрена в ФГБНУ ФИЦ Картофеля имени А. Г. Лорха, д.п. Красково, Люберецкого р-на, Московской области (приложение Б), а также в учебный процесс ФГБОУ ВО РГАУ-МСХА имени К.А. Тимирязева (приложение В).
3. Ожидаемый расчетный годовой экономический эффект от внедрения предлагаемой технологии составит 758 610 рублей при упрочнении 1000 лап культиватора что подтверждает целесообразность внедрения в производство. Срок окупаемости капитальных вложений – 2,5 года.

Заключение

В диссертационной работе решена актуальная научно-практическая задача повышения износостойкости рабочих органов почвообрабатывающих машин за счет разработки новых составов сталей и режимов термической обработки. Проведенный комплекс научных исследований позволяет сделать следующие выводы:

1. Разработаны химические составы износостойких низколегированных сталей 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr; 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti; - 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti.
2. Разработаны режимы термической обработки для разработанных сталей, включающие в себя: 1) горячую прокатку при температуре 1000 °С, закалку при температуре 900 °С и последующий отпуск при температуре 280 °С; 2) горячую прокатку при температуре 1000 °С, закалку при температуре 210 °С длительностью 100 с и распределение при температуре 350 °С с временем выдержки 1000 с.
3. Изготовлена опытная партия листового проката из разработанных низколегированных сталей.
4. Достигнуты наилучшие показатели механических свойств низколегированных сталей при традиционной термической обработке, включающей горячую прокатку при температуре 1000 °С, закалку при температуре 900 °С и последующий отпуск при температуре 280 °С: для стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr твердость составляет 50,7 HRC, предел текучести 1430 МПа, предел прочности 1710 МПа, относительное удлинение 7 %, ударная вязкость 23,2 Дж/см²; для стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti твердость составляет 52,5 HRC, предел текучести 1490 МПа, предел прочности 1800 МПа, относительное удлинение 8 %, ударная вязкость 34,7 Дж/см²; для стали 0,43C-1,60Si-0,01Mn-1,1Cr-0,95Mo-0,08V-0,05Nb-0,04Ti твердость составляет 54 HRC, предел текучести 1695 МПа, предел прочности 2040 МПа, относительное удлинение 7 %, ударная вязкость 14 Дж/см²;

5. Показатели механических свойств стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr после термической обработки, включающей в себя горячую прокатку при температуре 1000°C, закалку при температуре 210 °С длительностью 100 с и распределение при температуре 350 °С с временем выдержки 1000 с показали повышение ударной вязкости в 2 раза и составляет 74 Дж/см², чем при обработке закалка 900 °С и отпуск 280 °С и в 6 раз выше, чем при закалке без отпуска.
6. Разработана технология упрочнения рабочих органов почвообрабатывающих машин путем закрепления на наиболее изнашиваемые участки износостойких пластин, ресурс которых в 1,5 раза выше серийных.
7. Износостойкость рабочих органов почвообрабатывающих машин, изготовленных из разработанной стали 0,34C-1,77Si-1,35Mn-0,56Cr-0,20Mo-0,04Nb-0,031Ti работающих в условиях супесчаной почвы выше серийных на 20 %.
8. Экономическая эффективность от применения разработанной технологии для повышения долговечности рабочих органов составляет 758610 рублей. Срок окупаемости разработанной технологии составляет 2,5 года.

Перечень условных обозначений, символов и терминов

СХТ – сельскохозяйственная техника

ОЦК – объёмно-центрированная кубическая решетка

ГПУ – гексагональная плотноупакованная решетка

TRIP-эффект– (TRIP; от англ. transformation induced plasticity - пластичность, наведенная превращением)

Q&P – закалка и перераспределение (от англ. Quenching and Partitioning)

ВТМО – высокотемпературная термомеханическая обработка

НТМО – низкотемпературная термомеханическая обработка

ПЭМ – просвечивающий электронный микроскоп

РЭМ – растровый электронный микроскоп

ДОРЭ – дифракция обратного рассеяния электронов

БУГ – большеугловые границы

ДСК – дифференциальная сканирующая калориметрия

ТМО – термомеханическая обработка

ИАЗ – исходные аустенитные зерна

ОИП – открытая индукционная печь

ЭШП – электрошлаковый переплав

ИП – износостойкая пластина

РО – рабочий орган

Список используемой литературы

1. Абразивное изнашивание [Текст] / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин, М. Г. Колокольников. - Москва : Машиностроение, 1990. - 221 с.
2. Бабкин В.Г., Добрынина А.В.В.Н. Баранов. Оптимизация состава низкоуглеродистой стали//Литейное производство.-2013.- № 2.-С.8-10.
3. Багаутдинова, Ильнара Илфировна. Совершенствование технологии восстановления и упрочнения почвообрабатывающих рабочих органов : диссертация ... кандидата технических наук : 4.3.1. / Багаутдинова Ильнара Илфировна; [Место защиты: ФГБОУ ВО «Башкирский государственный аграрный университет» ; Диссовет Д 220.003.ХХ (35.2.004.03)]. - Уфа, 2023. - 233 с.
4. Багринцев, Олег Олегович. Технология упрочнения рабочих органов почвообрабатывающих машин металлокерамическими покрытиями, содержащими карбид вольфрама : диссертация ... кандидата технических наук : 05.20.03 / Багринцев Олег Олегович; [Место защиты: ФГБОУ ВО «Российский государственный аграрный университет - МСХА имени К.А. Тимирязева»]. - Москва, 2021. - 146 с.
5. Барадынцева Е.П., Глазунова Н.А., Роговцова О.В Влияние микролегирования бором на прокаливаемость сталей. Литье и металлургия. 2016, 3(84), с.70-72.
6. Бахтин, П.У. Твердость почвы и износ / П.У. Бахтин // Тракторы и сельхозмашины. — 1973. — № 2.
7. Бердиев, Д. М. Повышение износостойкости стальных изделий методом нестандартных режимов термической обработки / Д. М. Бердиев, А. А. Юсупов // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 100–104.
8. Бернштейн Д.Б. Абразивное изнашивание лемешного лезвия и работоспособность плуга. //Тракторы и сельскохозяйственные машины, 2002. № 6. С. 39 -42.

9. Бернштейн Д.Б. Повышение срока службы плужных лемехов [текст]:/ Д.Б. Бернштейн//Тракторы и сельскохозяйственные машины. - 1998. - №7.-с.30-33.
- 10.Бокштейн, Самуил Зейликович. Строение и свойства металлических сплавов [Текст]. - Москва : Металлургия, 1971. - 496 с.
- 11.Ветрова, С. М. Определение коррозионной стойкости низколегированной стали / С. М. Ветрова, А. С. Барчукова // Повышение эффективности использования ресурсов при производстве сельскохозяйственной продукции - новые технологии и техника нового поколения для растениеводства и животноводства : Сборник научных докладов XXII Международной научно-практической конференции, Тамбов, 27–29 сентября 2023 года. – Тамбов: Федеральное государственное бюджетное научное учреждение "Всероссийский научно-исследовательский институт использования техники и нефтепродуктов в сельском хозяйстве", 2023. – С. 196-198. – EDN DGUNHX.
- 12.Ветрова, С. М. Влияние термической обработки на механические свойства низколегированной стали / С. М. Ветрова, А. С. Барчукова // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности : Материалы Международной научно-технической конференции молодых ученых, Могилев, 26–27 октября 2023 года. – Могилев: Белорусско-Российский университет, 2023. – С. 54. – EDN VNVYHF.
- 13.Ветрова, С. М. Упрочнение рабочих органов сельхозтехники с помощью термической обработки / С. М. Ветрова, А. С. Барчукова, С. М. Гайдар // Чтения академика В. Н. Болтинского, Москва, 25–26 января 2023 года. Том 2. – Москва: ООО «Сам полиграфист», 2023. – С. 103-110. – EDN KVERSV.
- 14.Винокуров Василий Николаевич. Исследование изнашивания культиваторных лап и обоснование параметров, обеспечивающих их самозатачивание [Текст] : Автореферат дисс. на соискание учен. степени кандидата техн. наук / Всесоюз. акад. с.-х. наук им. В. И. Ленина. Объедин. Учен. Совет Всесоюз. науч.-исслед. ин-та механизации сел.-хозяйства и

- Всесоюз. науч.-исслед. ин-та электрификации сел. хозяйства. - Москва : [б. и.], 1964. - 21 с.
15. Влияние температуры отпуска на структуру и механические свойства высокопрочной низколегированной стали / В. А. Дудко, Д. Ю. Юзбекова, С. М. Гайдар [и др.] // Физическая мезомеханика материалов. Физические принципы формирования многоуровневой структуры и механизмы нелинейного поведения : Тезисы докладов Международной конференции, Томск, 05–08 сентября 2022 года. – Новосибирск: Новосибирский национальный исследовательский государственный университет, 2022. – С. 124. – DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-72. – EDN PPCULJ.
 16. Вязников, Николай Филиппович. Легированная сталь [Текст]. - Москва : Metallurgizdat, 1963. - 271 с.
 17. Гайдар, С. М. Влияние легирующих элементов и термической обработки на механические свойства низколегированных сталей / С. М. Гайдар, С. М. Ветрова, А. С. Барчукова // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2023. – № 9. – С. 11-15. – DOI 10.31044/1684-2561-2023-0-9-11-15. – EDN OTJNAW.
 18. Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. Материаловедение : учебное пособие для студентов вузов / Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. ; ред. Рахштадт А. Г. - Издание 6-е, переработанное и доп. - М. : Metallurgiya, 1989. - 454 с.
 19. Гуляев, Александр Павлович. Металловедение [Текст] / А. П. Гуляев, д-р техн. наук проф. - Москва : изд. и тип. Оборонгиза, 1948. - 556 с.
 20. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. – М.: Издательство стандартов, 1987. – 31 с.
 21. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2001. – 10 с.
 22. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Стандартиформ, 2008. – 24 с.
 23. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М.: Издательство стандартов, 2003. – 12 с.

24. ГОСТ 23.208-79. Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы. – М.: Издательство стандартов, 1981. – 4 с.
25. ГОСТ 9.308-85. Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы ускоренных коррозионных испытаний.
26. ГОСТ 9.909-86. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы, сплавы, покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы испытаний на климатических испытательных станциях.
27. Ерохин, М.Н. Прогнозирование долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин при их разработке / М.Н. Ерохин, В.С. Новиков // Вестник ФГОУ ВПО «МГАУ имени В.П. Горячкина». - 2017. - № 6 (82). - С. 56-62.
28. Ефременко, В. Г. Перспективы использования Q&P-технологии термообработки для повышения комплекса механических свойств стали / В. Г. Ефременко, В. И. Журнаджи // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2015. – № 31. – С. 35-41. – EDN WFACTL.
29. Жданович, Михаил Францевич. Повышение износостойкости деталей сельскохозяйственной техники электродиффузионной обработкой : диссертация ... кандидата технических наук : 05.20.03 / Жданович Михаил Францевич; [Место защиты: ФГБОУ ВО «Башкирский государственный аграрный университет»]. - Тюмень, 2020. - 181 с.
30. Закономерности изменения микроструктуры и механических свойств при отпуске ультравысокопрочной стали / Д. Ю. Юзбекова, В. А. Дудко, М. С. Тихонова [и др.] // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии : Тезисы докладов Международной конференции, Томск, 11–14 сентября 2023 года. – Томск: Институт физики

прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, 2023. – С. 207-208. – EDN KOYLBR.

31. Защита от коррозии авиационной сельскохозяйственной техники. Крымский Г. Г., Стельмащук В. А., «Транспорт», 1979, 93 с.
32. Золоторевский, Вадим Семенович. Механические свойства металлов : Учеб. для студентов вузов, обучающихся по группе спец. направления "Металлургия" / В. С. Золоторевский. - 3. изд., перераб. и доп. - Москва : МИСИС, 1998. - 398 с.
33. Износ деталей сельскохозяйственных машин / под ред. д-ра техн. наук проф. М. М. Севернева. - Ленинград: Колос. [Ленингр. отд-ние], 1972. - 288 с.
34. Износостойкость низколегированных сталей в абразивной среде / М. Н. Ерохин, С. М. Гайдар, Д. М. Скороходов [и др.] // Агроинженерия. – 2023. – Т. 25, № 3. – С. 72-78. – DOI 10.26897/2687-1149-2023-3-72-78. – EDN QVBNFB
35. Исследования изнашивания металлов [Текст] / М. М. Хрущов, М. А. Бабичев ; Акад. наук СССР. Ин-т машиноведения. - Москва : Изд-во Акад. наук СССР, 1960. - 351 с.
36. Исследование противоизносных свойств СОЖ в процессе обработки металлов резанием / С. М. Гайдар, М. Ю. Карелина, А. М. Колокатов, А. В. Пыдрин // Технология металлов. – 2019. – № 9. – С. 32-35. – DOI 10.31044/1684-2499-2019-9-0-32-35. – EDN GSJEKW.
37. Колокольцев Валерий Михайлович, Вдовин Константин Николаевич, Чернов Виктор Петрович, Феоктистов Николай Александрович, Горленко Дмитрий Александрович, Дубровин Виталий Константинович Исследование механизмов абразивного и ударно-абразивного изнашивания высокомарганцевой стали // Вестник МГТУ им. Г. И. Носова. 2017. №2.
38. Комбинированные лабораторные исследования материалов рабочих органов на абразивный износ / С. А. Сидоров, С. Н. Поткин, Д. А. Миронов, И. В. Лискин // Сельскохозяйственные машины и технологии. – 2016. – № 6. – С. 21-26. – DOI 10.22314/207375992016.6.2126. – EDN XGVRHF.

39. Коррозия и защита металлов. Красноярский В. В., Френкель Г. Я., Носов Р. П. Изд-во «Металлургия», 1969, 299 с.
40. Костецкий, Борис Иванович. Износостойкость деталей машин [Текст] / Б. И. Костецкий, канд. техн. наук. - Киев ; Москва : Машгиз, [Укр. Отд-ние], 1950 (Киев : 4-я респ. полиграфф-ка). - 168 с.
41. Крагельский, Игорь Викторович. Трение и износ [Текст]. - 2-е изд., доп. и перераб. - Москва : Машиностроение, 1968. - 480 с.
42. Курчаткин, В.В. Надежность и ремонт машин: учебник / В.В. Курчаткин, Н.Ф. Тельнов, К.А. Ачкасов и др. - М.: Колос, 2000. - 776 с.
43. Лариков, Леонид Никандрович. Диффузия в металлах и сплавах [Текст] : справочник / Л. Н. Лариков, В. И. Исайчев ; [АН УССР, Ин-т металлофизики]. - Киев : Наук. думка, 1987. - 509 с.
44. Лахтин, Юрий Михайлович. Материаловедение [Текст] : учебник для высших технических учебных заведений / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. - 5-е изд., стер., [Изд. 4-е, перераб.]. - Москва : Альянс, 2009. – 527 с.
45. Лившиц, Лев Семенович. Материаловедение сварки и термическая обработка сварных соединений [Текст] / Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. - 2-е изд., перераб. и доп. - Москва : Машиностроение, 1989. – 333 с.
46. Лялякин, В.П. Состояние и перспектива упрочнения и восстановления деталей почвообрабатывающих машин сварочно-наплавочными методами / В.П. Лялякин, С.А. Соловьев, В.Ф. Аулов // Труды ГОСНИТИ. – 2014. –Т. 115. – С. 96–104.
47. Маковецкий Александр Николаевич, Мирзаев Джалал Аминулович, Мирзоев Александр Аминулаевич, Окишев Константин Юрьевич Особенности и физические принципы влияния добавок кремния на свойства стали // Вестник ЮУрГУ. Серия: Metallургия. 2017. №4.
48. Материаловедение : учебник / О. А. Масанский, А. А. Ковалева, Т. Р. Гильманшина [и др.]. — Красноярск : СФУ, 2020. — 300 с.
49. Микробная коррозия и ее возбудители / Андреюк Е. И., Билай В. И., Коваль Э. З., Козлова И. А. – Киев: Наук. думка, 1980. – 288 с.

50. Миронов М. Т., Лапшина В. М., Полетехина Л. С., Дыльков М. С. Коррозионная стойкость конструкционных углеродистых сталей в минеральных удобрениях. Сборник научных статей ВНИИБССХа, вып. 3. Рязань, 1971.
51. Михальченков, А.М. Об одной причине низкого ресурса деталей рабочих органов отечественных почвообрабатывающих орудий / А.М. Михальченков, С.А. Соловьев, А.А. Новиков // Труды ГОСНИТИ. – 2014. – Т. 117. – С. 127–132.
52. Моторин, Вадим Андреевич. Концептуальные основы использования высокоуглеродистых сплавов в технологиях упрочнения рабочих органов почвообрабатывающих машин : диссертация ... доктора технических наук: 05.20.03 / Моторин Вадим Андреевич; [Место защиты: ФГБОУ ВО «Волгоградский государственный аграрный университет»]. - Волгоград, 2021. - 385 с.
53. Надежность машин: учебное пособие для машиностр. спец. вузов / Д.Н. Решетов, А.С. Иванов, В.З. Фадеев. Под ред. Д.Н. Решетова. - М.: Высшая школа, 1988. - 238 с.
54. Новиков Владимир Савельевич. Обеспечение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин: диссертация ... доктора технических наук: 05.20.03 / Новиков Владимир Савельевич; [Место защиты: ФГОУВПО "Московский государственный агроинженерный университет"]. - Москва, 2009. - 301 с.: ил.
55. Новиков, В. С. Обеспечение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин : монография / В.С. Новиков. — Москва : ИНФРА-М, 2019. — 155 с.
56. Новиков, Илья Изриэлович. Теория термической обработки металлов [Текст] : [Учебник для вузов по специальности "Металловедение, оборудование и технология терм. обраб. металлов"]. - Москва : Металлургия, 1974. - 400 с.

57. Обоснование факторов, оказывающих влияние на надежность специальной техники в особых условиях эксплуатации / И. Н. Кравченко, С. М. Гайдар, Л. В. Жуков, П. Г. Ларин // Фундаментальные исследования. – 2014. – № 3-2. – С. 262-266. – EDN RXYEBZ.
58. Оглезнева, Светлана Аркадьевна. Материаловедение и технологии современных и перспективных материалов [Текст] : учебное пособие / С. А. Оглезнева ; М-во образования и науки Российской Федерации, Федер. гос. бюджетное образовательное учреждение высш. проф. образования "Пермский нац. исслед. политехнический ун-т". - Пермь : Изд-во Пермского нац. исслед. политехнического ун-та, 2012. – 305 с.
59. Основы расчетов на трение и износ [Текст] / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. - Москва : Машиностроение, 1977. - 526 с.
60. Орлов Борис Намсынович. Прогнозирование долговечности рабочих органов мелиоративных почвообрабатывающих машин : Дис. ... д-ра техн. наук : 05.20.01 : Москва, 2004. - 397 с.
61. Патент № 2813069 С1 Российская Федерация, МПК С21D 8/02, С21D 9/46, С22С 38/22. Способ получения высокопрочного стального листа : № 2023113034 : заявл. 19.05.2023 : опубл. 06.02.2024 / Р. В. Мишнев, Ю. И. Борисова, Л. Г. Ригина [и др.] ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Российский государственный аграрный университет - МСХА имени К.А. Тимирязева". – EDN LPRTIY.
62. Перевертов, В. П. Материаловедение и гибкие технологии : учебник / В. П. Перевертов. — Самара : СамГУПС, 2020. — 230 с.
63. Розенбаум А.Н. Исследование износостойкости сталей для режущих органов почвообрабатывающих машин текст.:/ А.Н.Розенбаум// Труды ВИСХОМ, вып.53, 1969.123с.
64. Роль остаточного аустенита в высокой прочности и пластичности низколегированной стали / Р. В. Мишнев, Ю. И. Борисова, М. Н. Ерохин [и др.] // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. –

2023. – Т. 512, № 1. – С. 73-77. – DOI 10.31857/S2686740023050097. – EDN
UPYAUW.

65. Рябов Вячеслав Викторович. Разработка износостойкой стали с пределом текучести 1200-1700 МПа для деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин: диссертация ... кандидата Технические науки: 05.16.01 / Рябов Вячеслав Викторович; [Место защиты: Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов Прометей], 2016.- 235 с.
66. Свяжин А.Г. Азот при производстве стали. Теория и технология / Сб. тр. "Металлургия и металлурги XXI века". М., 2000 С. 305 -320.
67. Севернев, М.М. Износ и коррозия сельскохозяйственных машин / М.М. Севернев, Н.Н. Подлекарев, В.Ш. Сохадзе и др. // Под редакцией М.М. Севернева. - Минск: Беларуская навука, 2011. - 333 с.
68. Семенова И. В., Флорианович Г. М., Хорошилов А. В. Коррозия и защита от коррозии / Под ред. И. В. Семеновой. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 416 с.
69. Сидоров, Сергей Алексеевич. Повышение долговечности и работоспособности рабочих органов почвообрабатывающих машин и орудий, применяемых в сельском и лесном хозяйствах : диссертация ... доктора технических наук : 05.20.01, 05.21.01 / Сидоров Сергей Алексеевич; [Место защиты: Всерос. науч.-исслед. ин-т с.-х. машиностроения им. В.П. Горячкина]. - Москва, 2007. - 441 с.
70. Сильман, Григорий Ильич. Материаловедение [Текст] : учебное пособие для студентов механ. и машиностроит. специальностей вузов / Г. И. Сильман. - Брянск : Изд-во БГИТА, 2004- 326 с.
71. Скрябина О.А. Минералогический состав почв и почвообразующих пород [Текст]: учебное пособие, О.А. Скрябина, М-во с.-х. РФ, ФГОУ ВПО «Пермская ГСХА» - Пермь: Изд-во ФГОУ ВПО «Пермская ГСХА», 2010 - с.
72. Смирнов, Михаил Анатольевич. Основы термической обработки стали : Учеб. пособие / М. А. Смирнов, В. М. Счастливец, Л. Г. Журавлев; Рос. акад.

- наук. Урал. отд-ние. Ин-т физики металлов, Юж. - Урал. гос. ун-т. - Екатеринбург : Ин-т физики металлов УрО РАН, 1999. – 494 с.
73. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Материаловедение .Учебник для вузов. Изд. 7-е, -СПб.: ХИМИЗДАТ, 2020., 784 с.
74. Сопротивление абразивному изнашиванию [Текст] / М. М. Тененбаум, д-р техн. наук, проф. - Москва : Машиностроение, 1976. - 271 с.
75. Структура, фазовый состав и механические свойства высокопрочной стали с промежуточным карбидом η -Fe₂C / Ю. И. Борисова, Р. В. Мишнев, Е. С. Ткачев [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2023. – Т. 124, № 12. – С. 1288-1302. – DOI 10.31857/S0015323023600764. – EDN GYNYHO.
76. Ткачев, Валентин Николаевич. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин [Текст] / В. Н. Ткачев, д-р техн. наук, проф. - 2-е изд., перераб. и доп. - Москва : Машиностроение, 1971. - 264 с.
77. Ткачев, Валентин Николаевич. Работоспособность деталей машин в условиях абразивного изнашивания / В. Н. Ткачев. - Москва : Машиностроение, 1995. – 334 с.
78. Формирование свойств рабочих поверхностей ответственных изделий плазменной наплавкой и поверхностной термообработкой током обратной полярности / В. Ю. Щицын, С. М. Гайдар, Ю. Д. Щицын, Э. С. Э. Кастелл // Технология металлов. – 2018. – № 5. – С. 22-28. – EDN OSHKEV.
79. Фридман, Яков Борисович. Механические свойства металлов [Текст] / Я. Б. Фридман, д-р техн. наук ; [Предисл. действ. чл. Акад. наук УССР Н. Н. Давиденкова, с. 3-6] ; Всес. ордена Ленина науч.-исслед. ин-т авиац. материалов "ВИАМ". - Москва : Оборонгиз, 1946. - 424 с.
80. Фролов К.В. (гл. ред.) Машиностроение. Том II-2. Стали, Чугуны — 780 с, Энциклопедия/Ред. совет: К. В. Фролов (пред.) и др. — / В. В. Мухин Г. Г. Беляков А. И. Александров Н. Н. и др.; Под общ. ред. О. А. Банных Н. Н. Александрова. Т. II-2 Стали, Чугуны
81. Allain S.Y.P., Aoued S., Quintin-Poulon A., Gouné M., Danoix F., Hell J.-C., Bouzat M., Soler M., Geandier G. In-situ investigation of the iron carbide

- precipitation process in a Fe-C-Mn-Si Q&P steel // *Materials* – 2018. – Vol. 11, P. 1087.
82. Bernshtein M.L. *Thermomechanical Treatment of Metals and Alloys* – Metallurgiya: Moscow, Russia, 1968.
83. Borisov, Sergey & Borisova, Yuliya & Tkachev, Evgeniy & Kniaziuk, Tatiana & Kaibyshev, Rustam. (2023). Tempering Behavior of a Si-Rich Low-Alloy Medium-Carbon Steel. *Metals*. 13. 1403. 10.3390/met13081403.
84. Capdevila C., FG C., De Andrés C. G. Determination of Ms temperature in steels: A Bayesian neural network model // *ISIJ international*. – 2002. – T. 42. – №. 8. – C. 894-902
85. Dudko, Valeriy & Yuzbekova, Diana & Kaibyshev, Rustam. (2023). Strengthening Mechanisms in a Medium-Carbon Steel Subjected to Thermo-Mechanical Processing. *Applied Sciences*. 13. 10.3390/app13179614.
86. Dolzhenko A., Yanushkevich Z., Nikulin S.A., Belyakov A., Kaibyshev R. Impact toughness of an S700MC-type steel: tempforming vs ausforming // *Materials Science and Engineering A* – 2018. – Vol. 723, P. 259–268.
87. Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25C steel / E. Tkachev, S. Borisov, A. Belyakov [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2023. – Vol. 868. – P. 144757. – DOI 10.1016/j.msea.2023.144757. – EDN QRGLMB.
88. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of novel low-alloy high strength steel Yuzbekova, D.Y., Gaidar, S.M., Vetrova, S.M., Dudko, V.A. *AIP Conference Proceedings*., 2023, 2899(1), 020152
89. Eres-Castellanos A., Caballero F.G., Garcia-Mateo C. Stress or strain induced martensitic and bainitic transformations during ausforming processes // *Acta Materialia* – 2020. – Vol. 189, P. 60–72.
90. Gallagher M.F., Speer J.G., Matlock D.K., Fonstein N.M. Microstructure development in TRIP-sheet steels containing Si, Al, and P // *44th Mechanical Working and Steel Processing Conference and the 8th International Rolling*

- Conference and International Symposium on Zinc-Coated Steels. – 2002. – P. 153–172.
91. Grange R.A., Hribal C.R., Porter L.F. Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels // Metallurgical Transactions A – 1977. – Vol. 8, P. 1775–1785.
92. Hsu T.Y. (Zuyao X.), Jin X.J., Rong Y.H. Strengthening and toughening mechanisms of quenching–partitioning–tempering (Q–P–T) steels // Journal of Alloys and Compounds – 2013. – Vol. 577, P. S568–S571.
93. Hu H., Xu G., Dai F., Tian J., Chen G. Critical ausforming temperature to promote isothermal bainitic transformation in prior-deformed austenite // Materials Science and Technology – 2019. – Vol. 35, P. 420–428.
94. Influence temperatures of tempering on mechanical properties of steel 60Si2CrVNb / D. Y. Yuzbekova, V. A. Dudko, S. M. Vetrova [et al.] // Advanced High Entropy Materials : Abstracts of the IV International Conference and School of Young Scientists, 26–30 сентября 2022 года. – Belgorod: LLC "Epicenter", 2022. – P. 159. – EDN FRAGSZ.
95. Kitahara H., Ueji R., Tsuji N., Minamino Y. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel // Acta Materialia – 2006. – Vol. 54, P. 1279–1288.
96. Mishnev, Roman & Borisova, Yuliya & Kniaziuk, Tatiana & Gaidar, Sergey & Kaibyshev, Rustam. (2023). Quench and Tempered Embrittlement of Ultra-High-Strength Steels with Transition Carbides. Metals. 13. 1399. 10.3390/met13081399.
97. Morito S., Ohishi K., Hono K., Ohba T. Carbon enrichment in retained austenite films in low carbon lath martensite steel // ISIJ International – 2011. – Vol. 51, No. 7. P. 1200–1202.
98. Mukherjee J. K. Thermomechanical ausforming technique for producing substitute ultra-high strength steels // Materials Science – 1966. – P. 156–161.
99. Ooi S.W., Cho Y.R., Oh J.K., Bhadeshia H.K.D.H. Carbon enrichment in residual austenite during martensitic transformation // Proceedings of International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT-2008); ed. by G.B. Olson, D.S. Lieberman, A. Saxena. – TMS, Pennsylvania, USA – 2009. – P. 179–185.

100. Rao B.V.N., Thomas G. // Proc. ICOMAT'79, Cambridge, MA. – 1979. – P. 12–18.
101. Ryabov V.V. The development of wear resistant steels with yield stress ranging from 1200 to 1700 MPa for critical articles of earth-moving machines, Ph.D. thesis – Prometey, SPB, 2016. – 235 p.
102. Sarikaya M. et al. Solute element partitioning and austenite stabilization in steels, H.I. Aaronson (ed.), Proceedings of an International Conference on Solid to Solid Phase Transformations // TMS, Warrendale, PA. – 1982. – P. 1421–1425.
103. Schaller F.W., Schmatz D.J. The inheritance of defects by martensite // Acta Metallurgica – 1963. – Vol. 11, No.10. P. 1193–1194.
104. Seo S.-W., Jung G.-S., Lee J.S., Bae C.M., Bhadeshia H.K.D.H., Suh D.-W. Ausforming of medium carbon steel // Materials Science and Technology – 2015. – Vol. 31, P. 436–442.
105. Strife J.R., Carr M.J., Ansell G.S. The effect of austenite prestrain above the Md temperature on the martensitic transformation in Fe-Ni-Cr-C alloys // Metallurgical Transactions A–1977. – Vol. 8, No. 9. P. 1471–1484.
106. Tan X., Ponge D., Lu W., Xu Y., Yang X., Rao X., Wu D., Raabe D. Carbon and strain partitioning in a quenched and partitioned steel containing ferrite // Acta Materialia – 2019. – Vol. 165, P. 561–576.
107. Tempering Behavior of Novel Low-Alloy High-Strength Steel / V. Dudko, D. Yuzbekova, S. Gaidar [et al.] // Metals. – 2022. – Vol. 12, No. 12. – P. 2177. – DOI 10.3390/met12122177. – EDN MWUOTL
108. Tian J., Chen G., Xu Y., Jiang Z., Xu G. Comprehensive analysis of the effect of ausforming on the martensite start temperature in a Fe-C-Mn-Si medium-carbon high-strength bainite steel // Metallurgical and Materials Transactions A – 2019. – Vol. 50, No. 10. P. 4541–4549.
109. Tomita Y. Development of fracture toughness of ultrahigh strength, medium carbon, low alloy steels for aerospace applications // International Materials Reviews – 2000. – Vol. 45, No. 1. P. 27–37.

110. Tomita Y. Low-temperature improvement of mechanical properties of AISI 4340 steel through high- temperature thermomechanical treatment // Metallurgical Transactions A – 1991. – Vol. 22, No. 5. P. 1093–1102.
111. Woherle H.R., Clough W.R., Ansell G.S. Athermal stabilization of austenite // ASM Trans Quart – 1966. – Vol. 59, P. 784–803.
112. Yen C.M., Stickels C.A. Lamellate fracture in 5150 steel processed by modified ausforming // Metallurgical Transactions – 1970. – Vol. 1, No. 11. P. 3037–3047.
113. Yuzbekova, Diana & Dudko, Valeriy & Pydrin, Alexander & Gaidar, Sergey & Mironov, Sergey & Kaibyshev, Rustam. (2023). Effect of Tempforming on Strength and Toughness of Medium-Carbon Low-Alloy Steel. Materials. 16. 1202. 10.3390/ma16031202.
114. Zhong N., Wang X.D., Wang L., Rong Y.H. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process // Materials Science and Engineering A – 2009. – Vol. 506, P. 111–116.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

ДОГОВОР № Д30662.11.29.000

г. Москва

« » июля 2023 г.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А.Тимирязева» (ФГБОУ ВО РГАУ – МСХА имени К.А. Тимирязева), именуемое в дальнейшем «Покупатель», в лице проректора по науке и инновационному развитию Журавлева Алексея Владимировича, действующего на основании доверенности №90-25/19 от 20.02.2023 г., с одной стороны, и Акционерное общество «Научно-производственное объединение «Центральный научно-исследовательский институт технологии и машиностроения» (АО «НПО «ЦНИИТМАШ»), именуемое в дальнейшем «Поставщик», в лице заместителя генерального директора – директора ИМиМ Иванова Ивана Алексеевича, действующего на основании доверенности от 01.01.2023 № 234/79/2022-ДОВ, с другой стороны, совместно именуемые «Стороны», в соответствии с требованиями Федерального закона от 18.07.2011 г. № 223-ФЗ «О закупках товаров, работ услуг отдельными видами юридических лиц» и в соответствии с пунктом 40 статьи 53 Положения о закупке товаров, работ, услуг федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Российский государственный аграрный университет - МСХА имени К.А. Тимирязева», утвержденного распоряжением Минсельхоза России от 29.12.2022 г. № 560-р, заключили настоящий Договор о нижеследующем:

1. Определения

1.1. В данном Договоре нижеперечисленные термины будут иметь следующее толкование:

а) «Договор» - соглашение, достигнутое между Покупателем и Поставщиком, подписанное Сторонами со всеми приложениями, дополнениями к нему, а также со всей документацией, на которую в Договоре есть ссылки;

б) «Цена Договора» - цена, которая должна быть выплачена Поставщику в рамках Договора за полное, своевременное и надлежащее выполнение обязательств Поставщика по Договору;

в) «Товар» - вещи, указанные в п. 2.1 настоящего Договора, характеристики которых перечислены в Спецификации (Приложение № 1 к настоящему Договору) и в Техническом задании (Приложение № 3 к настоящему Договору), поставляемые в рамках настоящего Договора.

2. Предмет Договора

2.1. Поставщик принимает на себя обязательства поставить Товар в соответствии с Приложением №1 к Договору (Спецификация) и Приложением № 3 (Техническое задание), а Покупатель обязуется принять и оплатить надлежащим образом поставленный Товар на условиях настоящего Договора.

2.2. ~~Наименование~~ *Наименование* и номенклатура Товара, его количество и сроки поставки определяются Спецификацией (Приложение № 1 к Договору). Технические характеристики и иные параметры Товара определяются Техническим заданием (Приложение № 3 к Договору).

2.3. На момент передачи Покупателю Товара, последний должен принадлежать Поставщику на праве собственности и не должен находиться в залоге, под арестом, являться предметом исков третьих лиц.

2.4. Право собственности на Товар переходит от Поставщика к Покупателю в момент передачи Товара Покупателю. Место поставки: г. Москва, Лиственничная аллея, 7, стр. 2. Ответственный за приёмку – Сергей Михайлович Гайдар – 8 915 395 05 99.

2.5. Срок поставки: 120 календарных дней с момента подписания Договора.

Приложение № 1 к Договору

№ 130664. Н.Х.2000 от « » 20 года

СПЕЦИФИКАЦИЯ

| № п/п | Наименование Товара (марка, модель и т.п.) | Ед. изм. | Кол-во ед. | Цена за ед., руб. (включая НДС) | Общая стоимость, руб. (включая НДС) |
|--------------|--|----------|------------|---------------------------------|-------------------------------------|
| 1 | Поковка в виде полосы, изготовленной в соответствии с ГОСТ 5949-75, толщиной 65+4, шириной 140+8 мм, массой до 40 кг | шт. | 4 | 370 000,00 | 1 480 000,00 |
| ИТОГО | | | | 1 480 000,00 | |

Допускается поставка товара частями.

Допускается поставка товара досрочно

От Покупателя:



/А.В.Журавлев /

От Поставщика:



/Иванов И. А./

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ НАУЧНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
«ФЕДЕРАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР
КАРТОФЕЛЯ ИМЕНИ А.Г. ЛОРХА»
(ФГБНУ «ФИЦ картофеля имени А.Г. Лорха»)

140051, Московская обл., г. Люберцы, д.п. Красково, ул. Лорха, д.23, литер В
тел. (498) 645-03-03, e-mail: coordinazia@mail.ru, <https://potatocentre.ru/>
ИНН 5027031284 КПП 502701001

№ 481/24 16.05.2024

Утверждаю
Директор ФГБНУ
«ФИЦ картофеля имени А.Г. Лорха»
д.с.-х.н., профессор



С.В. Жевора

АКТ

использования результатов научно-исследовательской работы в производстве

Использование рабочих органов, изготовленных по технологии, разработанной в рамках выполнения научных исследований по диссертационной работе Ветровой С.М. при возделывании картофеля, показали более высокую износостойкость по сравнению с серийными образцами.

Заместитель директора по семеноводству

Е.Г. Блинков

Главный научный сотрудник
отдела технологии и инновационных проектов
ФГБНУ «ФИЦ картофеля имени А.Г. Лорха», д.с.-х.н.

О.А. Старовойтова

Механик

Е.С. Холев

ПРИЛОЖЕНИЕ В

УТВЕРЖДАЮ

И.о. директора института механики и
энергетики имени В.П. Горячкина
д.т.н., профессор



Арженовский А.Г. /
2024 г.

АКТ

**о внедрении результатов исследований полученных
в кандидатской диссертации ассистента кафедры «Материаловедение и
технология машиностроения» института механики и энергетики имени
В.П. Горячкина Ветровой С.М. на тему «Повышение долговечности рабочих
органов почвообрабатывающих машин за счет оптимизации состава сталей и
режимов термической обработки»**

Комиссия в составе председателя – Академика РАН, д.т.н., профессора кафедры сопротивления материалов и деталей машин Ерохина М.Н. и членов комиссии: заведующего кафедрой «Материаловедение и технология машиностроения» д.т.н., профессора Гайдара С.М., заведующего кафедрой «Сопротивление материалов и детали машин» д.т.н., профессора Казанцева С.П. и к.т.н., доцента Скороходова Д.М. установила, что материалы кандидатской диссертации ассистента кафедры «Материаловедение и технология машиностроения» Ветровой С.М. в период с октября 2022 года по май 2024 года внедрены в учебный процесс:

- разработан курс лекций «Термическая обработка деталей машин» по направлению 35.03.06 «Агроинженерия», направленность «Технический сервис в агропромышленном комплексе»;
- разработано и издано учебно-методическое пособие «Технология сельскохозяйственного машиностроения» для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению «Агроинженерия»;
- в соавторстве с преподавателями кафедры внедрена новая лабораторная работа «Термическая обработка деталей машин» на базе лаборатории «Перспективные стали для сельскохозяйственной техники» кафедры «Материаловедение и технология машиностроения».
- разработана методика оптимизации состава сталей и режимов термической обработки рабочих органов сельскохозяйственных машин, используемая в учебном процессе при подготовке бакалавров по направлению 35.03.06 «Агроинженерия».

Председатель комиссии:

Академик РАН, д.т.н., профессор

 М.Н. Ерохин

Члены комиссии:


Зав. кафедрой «Материаловедение и технология
машиностроения» д.т.н., профессор

 С.М. Гайдар

Зав. кафедрой «Сопротивление материалов и детали»
д.т.н., профессор

 С.П. Казанцев

к.т.н., доцент кафедры
«Сопротивление материалов и детали»

 Д.М. Скороходов

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11)

2 813 069⁽¹³⁾ **C1**

(51) МПК
C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК

C21D 8/02 (2023.08); C21D 9/46 (2023.08); C22C 38/22 (2023.08); C22C 38/24 (2023.08); C22C 38/26 (2023.08); C22C 38/28 (2023.08); C22C 38/32 (2023.08)

(21)(22) Заявка: 2023113034, 19.05.2023

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
19.05.2023

Дата регистрации:
06.02.2024

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 19.05.2023

(45) Опубликовано: 06.02.2024 Бюл. № 4

Адрес для переписки:

127550, Москва, ул. Тимирязевская, 49, РГАУ
- МСХА имени К.А. Тимирязева, Управление
научной и инновационной деятельности

(72) Автор(ы):

Мишнев Роман Владимирович (RU),
Борисова Юлия Игоревна (RU),
Ригина Людмила Григорьевна (RU),
Ткачев Евгений Сергеевич (RU),
Борисов Сергей Иванович (RU),
Юзбекова Диана Юнусовна (RU),
Дудко Валерий Александрович (RU),
Ветрова Софья Михайловна (RU),
Гайдар Сергей Михайлович (RU),
Кайбышев Рустам Оскарович (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
образования "Российский государственный
аграрный университет - МСХА имени К.А.
Тимирязева" (ФГБОУ ВО РГАУ - МСХА
имени К.А. Тимирязева) (RU)

(56) Список документов, цитированных в отчете
о поиске: RU 2677888 C2, 22.01.2019. RU
2716920 C2, 17.03.2020. SU 991518 A1, 23.01.1983.
CN 106834962 B, 06.07.2018.

(54) Способ получения высокопрочного стального листа

(57) Реферат:

Изобретение относится к металлургии, а именно к способу получения высокопрочного стального листа, и может быть использовано для изготовления из него ответственных элементов сельскохозяйственной землеройной техники. Способ получения высокопрочного стального листа с пределом текучести на растяжение не менее 1200 МПа, пределом прочности не менее 1560 МПа и относительным удлинением не менее 22% из стали, содержащей, мас. %: углерод 0,30-0,46, кремний 1,50-2,0, марганец 1,00-1,40, хром 0,80-1,20, молибден 0,20-0,50, при необходимости, по меньшей мере один компонент: ниобий до 0,10, ванадий до 0,20, титан до 0,04 и бор до 0,005,

железо и неизбежные примеси – остальное, характеризуется тем, что стальную заготовку нагревают до температуры 1100-1080°C и выдерживают при данной температуре не менее 1 часа для гомогенизации. Прокатку осуществляют от температуры 1100-1050°C до температуры не менее 900°C со степенью обжатия 60% и последующим охлаждением на воздухе, затем повторно нагревают до температуры $A_{C3}+$ (30-50)°C, но не ниже 900°C, до полной аустенизации, охлаждают до температуры закалки в соляном расплаве, предварительно нагретом до температуры на 30-50°C ниже температуры

Стр.: 1

RU 2 813 069 C 1

RU 2 813 069 C 1

Таблица 1. Свойства высокопрочного горячекатаного листа из среднеуглеродистой стали после горячей прокатки и обработки «закалка-распределение» (Q&P): предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, произведение временного сопротивления разрушению на относительное удлинение ($\sigma_B \times \delta$), твердость (HRC) и объемная доля остаточного аустенита

| № примера | Предел текучести, МПа | Предел прочности, МПа | Относительное удлинение, % | $\sigma_B \times \delta$, ГПа·% | HRC | Доля остаточного аустенита, % |
|-----------|-----------------------|-----------------------|----------------------------|----------------------------------|------|-------------------------------|
| 1 | 1240 | 1620 | 22,0 | 35,6 | 50 | 21 |
| 2 | 1220 | 1600 | 22,5 | 36 | 50 | 25 |
| 3 | 1200 | 1560 | 23 | 35,9 | 49,5 | 26 |

Предложенное техническое решение по сравнению с прототипом обеспечивает комплекс высоких эксплуатационных характеристик горячекатаного листа, а именно высокую прочность, твердость и пластичность, кроме того позволяет получать одновременно высокий уровень прочности и пластичности, что подтверждается показателем сочетания прочности и пластичности ($\sigma_B \times \delta$), определяемым как величина произведения временного сопротивления разрушению и относительного удлинения.

(57) Формула изобретения

1. Способ получения высокопрочного стального листа с пределом текучести на растяжение не менее 1200 МПа, пределом прочности не менее 1560 МПа и относительным удлинением не менее 22% из стали, содержащей, мас. %: углерод 0,30-0,46, кремний 1,50-2,0, марганец 1,00-1,40, хром 0,80-1,20, молибден 0,20-0,50, при необходимости, по меньшей мере один компонент: ниобий до 0,10, ванадий до 0,20, титан до 0,04 и бор до 0,005, железо и неизбежные примеси - остальное, характеризующийся тем, что стальную заготовку нагревают до температуры 1100-1080°C и выдерживают при данной температуре не менее 1 часа для гомогенизации, прокатку осуществляют от температуры 1100-1050°C до температуры не менее 900°C со степенью обжатия 60% и последующим охлаждением на воздухе, затем повторно нагревают до температуры $A_{C3} + (30-50)^\circ C$, но не ниже 900°C, до полной аустенизации, охлаждают до температуры закалки в соляном расплаве, предварительно нагретом до температуры на 30-50°C ниже температуры начала мартенситного превращения M_s , со скоростью охлаждения 210-250°C в секунду в интервале 900-300°C в течение 30-180 секунд с обеспечением получения в структуре не менее 60% остаточного аустенита, затем нагревают лист в соляном расплаве до температуры, которая выше температуры начала мартенситного превращения M_s и составляет 350-410°C, проводят распределение углерода между мартенситом и остаточным аустенитом в течение 60-300 секунд для предотвращения образования бейнита в количестве более 15% и последующее охлаждение листа на воздухе для самоотпуска.

2. Способ по п. 1, отличающийся тем, что температуру начала мартенситного превращения M_s и объем образовавшегося бейнита определяют dilatометрическим методом.

5 прокаткой и обработкой «закалка-распределение» (Q&P). Для подбора температур Q&P обработки определялись температуры Ms и Mf с использованием закалочного дилатометра при скорости закалки не менее 200 град/сек при температуре в интервале 900-300°C и в интервале 300-70°C со скоростью 76 град/сек. Температуры Ms и Mf

составили 270°C и 51°C.

Пример 1. Высокопрочный горячекатаный лист из среднеуглеродистой стали был получен согласно следующим технологическим операциям:

- 1) Нагрев заготовки низкоуглеродистой стали в муфельной печи до температуры деформации 1080°C и выдержка в течение 1 часа;
- 10 2) Прокатка в интервале температур 1100°C-900°C с обжатием 60%) и последующим охлаждением на воздухе.
- 3) Закалка, включающая аустенизацию при температуре 900°C с выдержкой в течение 300 секунд, охлаждение в горячей среде (соляном расплаве) при температуре 220°C в течение 30 секунд;
- 15 4) Распределение при температуре 350°C в течение 60 секунд в соляном расплаве, с последующим охлаждением на воздухе.

Пример 2. Высокопрочный горячекатаный лист из среднеуглеродистой стали был получен согласно следующим технологическим операциям:

- 1) Нагрев заготовки низкоуглеродистой стали в муфельной печи до температуры деформации 1080°C и выдержка в течение 2 часов;
- 20 2) Прокатка в интервале температур 1100°C-900°C с обжатием не менее 70% и последующим охлаждением на воздухе.
- 3) Закалка, включающая аустенизацию при температуре 900°C с выдержкой в течение 300 секунд, охлаждение в горячей среде (соляном расплаве) при температуре 230°C в течение 120 секунд;
- 25 4) Распределение при температуре 400°C в течение 180 секунд в соляном расплаве, с последующим охлаждением на воздухе.

Пример 3. Высокопрочный горячекатаный лист из среднеуглеродистой стали был получен согласно следующим технологическим операциям:

- 30 1) Нагрев заготовки низкоуглеродистой стали в муфельной печи до температуры деформации 1100°C и выдержка в течение 2 часов;
- 2) Прокатка в интервале температур 1100°C-900°C с обжатием 60% и последующим охлаждением на воздухе.
- 3) Закалка, включающая аустенизацию при температуре 900°C с выдержкой в течение 35 300 секунд, охлаждение в горячей среде (соляном расплаве) при температуре 240°C в течение 180 секунд;
- 4) Распределение при температуре 410°C в течение 300 секунд в соляном расплаве, с последующим охлаждением на воздухе.

Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре и твердость по методу Роквелла выполнены в соответствии с ГОСТ. Доля остаточного аустенита определялась с использованием растрового микроскопа с приставкой для ДОРЭ (дифракция обратнорассеянных электронов) анализа. Результаты приведены в таблице 1.

45

листовой продукции, недопустимо. При содержании бора более 0,01 масс. %. образуются бориды железа, ухудшающие технологичность стали и проводящие к охрупчиванию после термообработки.

5 Горячая прокатка обеспечивает измельчение исходных аустенитных зерен, что благоприятно влияет на структурные параметры мартенсита после закалки. Это, в свою очередь, приводит к повышению механических свойств низко- и среднеуглеродистых сталей до значительно более высокого уровня.

10 Измельчение исходного аустенитного зерна необходимо, чтобы повысить ударную вязкость и предел текучести, а также пластичность сталей. Температура нагрева под прокатку выбирается выше, чем температура аустенизации при традиционной термической обработке (закалка+отпуск), но ниже чем 1150°C для получения минимального размера исходных аустенитных зерен. Используется обжатие при прокатке не менее 60%, чтобы обеспечить повышение свойств стали, с последующим охлаждением на воздухе.

15 Для оптимизации свойств среднеуглеродистые стали подвергают двухступенчатой термической обработке «закалка-распределение» (Q&P) после горячей прокатки, чтобы получить структуру, состоящую из первичного мартенсита и бейнита в количестве не менее 45%, 20-30%) остаточного аустенита и 25-35% вторичного мартенсита. Нагрев выполняют до температуры $A_{C3} + 30-50^\circ\text{C}$, но не ниже 900°C, до полной аустенизации с последующим охлаждением в соли, предварительно нагретой до температуры закалки. В предлагаемом способе температура закалки подбирается на 30-50°C ниже температуры начала мартенситного превращения M_s , для получения мартенсита и контролируемого объема остаточного аустенита. Температура и время изотермической выдержки при закалке обеспечивает получение не менее 60% остаточного аустенита. Время изотермической выдержки при закалке не превышает 180 секунд для предотвращения формирования бейнита в избыточном объеме. Нагрев в печи в расплавленной соли до более высокой температуры по сравнению с температурой закалки необходим для стабилизации остаточного аустенита за счет его насыщения углеродом, который диффундирует в него из мартенсита. «Распределение» проводят при температуре выше M_s в растворе расплавленной соли, нагретой между 350°C и 410°C для выполнения операции перераспределения углерода между мартенситом и остаточным аустенитом. Время распределения составляет от 60 до 300 секунд, а выбор температуры и времени этой операции определяется необходимостью не допустить образования более 15% бейнита при этой операции. Затем следует охлаждение на воздухе до комнатной температуры со скоростью не более 10°C в секунду до температуры 200°C, чтобы успел произойти самоотпуск вторичного мартенсита, который содержит большее количество углерода, чем первичный мартенсит. Температура распределения выбирается ниже, чем температура образования карбида Fe_3C , поскольку его выделение приводит к понижению предела текучести, из-за уменьшения содержания углерода, как в мартенсите, так и в остаточном аустените. В результате такой обработки формируется структура, состоящая из не менее 45% первичного мартенсита и бейнита, 20-30%) остаточного аустенита и 25-35% вторичного мартенсита. Формирование такой структуры позволяет достигать одновременно высокой прочности и пластичности.

45 Примеры осуществления.

Высокопрочный горячекатаный лист из среднеуглеродистой стали со следующим химическим составом масс. %: 0,44 C, 1,81 Si, 0,82 Cr, 1,33 Mn, 0,28 Mo остальное Fe и неизбежные примеси (содержание S и P не более 0,008 масс. %) был получен горячей

определяют от 60 до 300 секунд, так, чтобы не допустить образования бейнита в количестве более 15%, с последующим охлаждением на воздухе для самоотпуска.

Температуру начала мартенситного превращения M_s и объема образовавшегося бейнита определяют путем дилатометрических исследований.

5 Углерод обеспечивает высокую прочность и твердость сплава. Уменьшение содержания углерода менее заявленного уровня приводит к снижению прочности, а более высокое содержание по сравнению с заявленными пределами отрицательно влияет на пластичность. Углерод также оказывает положительное влияние на закаливаемость указанной стали. В связи с этим, содержание углерода ограничивается пределом от 0,30
10 до 0,46 масс. %.

Кремний оказывает положительное влияние на способность к закалке и обеспечивает повышенную прочность за счет подавления выделения цементита при операции «распределение». Для обеспечения высокой твердости и прочности, в состав стали
15 включают от 1,5 до 2,0 масс. % кремния. Слишком высокое содержание кремния оказывает отрицательное действие на пластичность и ударную вязкость стали.

Легирование стали хромом приводит к повышению прочности стали. Марганец и хром, повышают прокаливаемость стали, позволяя значительно увеличить толщину закаливаемых деталей при снижении скорости охлаждения при закалке. Высокое
20 содержание хрома (выше 1,2%) приводит к снижению прочности, пластичности и ударной вязкости, поэтому введение в заявленную сталь хрома ограничено в пределах от 0,8 до 1,2 масс. %.

Легирование марганцем приводит к раскислению и упрочнению, а также связывает серу, образуя сульфиды марганца. Содержание марганца в пределах 1,0-1,4 масс. %
25 приводит к улучшению ударной вязкости и твердости.

Легирование стали молибденом в диапазоне 0,2-0,5 масс. % приводит к повышению коррозионной стойкости, твердости, а также улучшает ее прокаливаемость. Также молибден предотвращает отпускную хрупкость в процессе термообработки. Легирование стали молибденом более 0,5 масс. % экономически не целесообразно.

Легирование стали ниобием в пределах 0,01-0,10 масс. % приводит к упрочнению
30 стали, а также к формированию мелкого зерна аустенита при горячей прокатке, и способствует появлению субзеренной структуры, закрепляемой и стабилизируемой дисперсными частицами карбидов и карбонитридов ниобия, а также предотвращает рост зерна аустенита при нагреве под закалку. Увеличение содержания ниобия более 0,10 масс. % приводит к образованию крупных карбонитридов ниобия и снижению
35 вязкости материала, кроме того, является экономически нецелесообразным из-за очень высокой стоимости ниобия и, как следствие, - повышение расходов на легирование.

Легирование стали ванадием в пределах <0,20 масс. % приводит к упрочнению стали за счет формирования карбидов типа MX , и обеспечивает формирование мелкого зерна аустенита при горячей прокатке и способствует появлению субзеренной структуры,
40 закрепляемой и стабилизируемой дисперсными частицами. Увеличение содержания ванадия более 0,20 масс. % приводит к образованию крупных карбонитридов ванадия и снижению вязкости материала, и повышению расходов на легирование.

Титан в количестве <0,04 масс. % является необходимой технологической добавкой для связывания азота, а также для предотвращения формирования нитридов бора.
45 Выделение мелких частиц MX , содержащих титан направлено на увеличение прочности стали. Увеличение же содержания титана более 0,04% приводит к образованию нитридов титана еще в жидкой фазе, росту их в процессе кристаллизации и охлаждения стали, образуя очень крупные включения, снижающие пластичность стали, что, особенно для

аустенита, при этом сумма феррита и бейнита составляет менее чем 10%. Далее следует нагрев листа до температуры перераспределения углерода РТ в диапазоне от 300°С до 500°С и его выдержка в течение времени Р_t, большего чем 10 сек и охлаждение листа до температуры окружающей среды. Предлагаемое изобретение позволяет получить

5 высокопрочную листовую сталь, характеризующуюся улучшенной формуемостью. Данный способ обеспечивает прочностные показатели: предел прочности менее 1500 МПа и относительное удлинение 13%. Сочетание прочности и пластичности, определяемое как величина произведения временного сопротивления разрушению на относительное удлинение ($\sigma_B \times \delta$) не превышает 17000 МПа·%. Недостатком данного

10 способа является относительно высокое содержание Mn в стали и относительно невысокое значение ($\sigma_B \times \delta$). Из анализа литературных данных выявлено, что технической проблемой в данной области является необходимость в разработке режимов термомеханической обработки

15 высокопрочной среднеуглеродистой стали для изготовления деталей рабочих органов сельскохозяйственной землеройной техники. Задачей предлагаемого изобретения является разработка режимов термомеханической обработки среднеуглеродистой стали, обеспечивающих высокую прочность и пластичность.

20 Техническим результатом изобретения является получение высокопрочного горячекатаного и термически обработанного стального листа из среднеуглеродистой стали, обладающий одновременно высокой прочностью (предел текучести не ниже 1200 МПа) в сочетании с высокой пластичностью (относительное удлинение не менее 22%), в результате чего параметр $\sigma_B \times \delta \geq 34$ ГПа·%.

25 Для решения технической проблемы и достижения заявленного технического результата выполняется термомеханическая обработка на среднеуглеродистой стали с химическим составом, содержащим в мас. % углерод (0,30-0,46), кремний (1,50-2,0), марганец (1,00-1,40), хром (0,80-1,20), молибден (0,20-0,50), остальное железо и неизбежные примеси. В сталь дополнительно вводят ванадий, ниобий, титан, бор, при

30 следующем количественном соотношении компонентов, мас. %: углерод 0,30-0,46; кремний 1,50-2,0; марганец 1,0-1,4; хром 0,8-1,2; молибден 0,2-0,5; ванадий 0-0,20; ниобий 0-0,10; титан 0-0,04; бор 0-0,005; железо и неизбежные примеси - остальное. Режим термомеханической обработки, включает: горячую прокатку, нагрев до температуры аустенизации, закалку в горячей среде (соляном расплаве) и операцию «распределения». Для получения высокопрочного стального листа с пределом текучести

35 на растяжение не менее 1200 МПа, пределом прочности не менее 1560 МПа и относительным удлинением не менее 22% из стали, содержащей углерод, кремний, марганец, хром, молибден, сталь нагревают до температуры 1100-1080°С, и выдерживают при данной температуре не менее 1 часа для гомогенизации, прокатку осуществляют от температуры 1100-1050°С до температуры не менее 900°С с обжатием 60% и

40 последующим охлаждением на воздухе, затем повторно нагревают до температуры $A_{C3} + 30-50$ °С, но не ниже 900°С, до полной аустенизации, охлаждают до температуры закалки в соли, предварительно нагретой до температуры на 30-50°С ниже температуры начала мартенситного превращения M_s , при скорости закалки 210-250°С в секунду в

45 интервале температур 900-300°С, обеспечивая получение в структуре не менее 60% остаточного аустенита при продолжительности операции от 30 до 180 секунд, затем нагревают в растворе расплавленной соли до температуры 350-410°С, что выше температуры начала мартенситного превращения M_s , при этом время «распределения»

Изобретение относится к области металлургии, а именно к способу получения высокопрочного стального листа, и может быть использовано для изготовления из него ответственных элементов сельскохозяйственной землеройной техники. Настоящее изобретение направлено на получение высокой прочности и пластичности в
5 среднеуглеродистой стали после термомеханической обработки, заключающейся в горячей прокатке и последующей трехступенчатой обработке «закалка-распределение».

На сегодняшний день к сталям для сельскохозяйственной и землеройной техники, предъявляются определенные требования по показателям твердости, предела текучести, временного сопротивления разрушению, стойкости к абразивному износу с достаточной
10 пластичностью и ударной вязкостью. Для повышения качества сталей, предназначенных для изделий землеройных и сельскохозяйственных машин необходимо обеспечить высокий уровень эксплуатационных характеристик. Для достижения заданных характеристик высокопрочные стали подвергают деформационной обработке для дополнительного измельчения структуры и различным способом термической
15 обработки.

Известен способ производства высокопрочной горячекатаной стали, раскрытый в патенте RU 2605037 C1 от 20.12.2016. Согласно данному патенту высокопрочная сталь содержит, масс. %: 0,16-0,45 C, 0,05-0,70 Si, 0,50-1,50 Mn, 0,002-0,008 S, P не более 0,015, Cr не более 0,15, Ni не более 0,15, Cu не более 0,15, Nb от 0,005 до менее 0,01, Al
20 кислоторастворимый 0,02-0,05, Fe и неизбежные примеси - остальное, при этом соотношение между Mn и S связано зависимостью $[Mn] \times [S] < 0,005$. Способ заключается в нагреве заготовки до температуры в диапазоне от 1250°C до 1300°C и последующей горячей прокатке.

Недостатком способа являются низкие прочностные показатели: предел текучести
25 менее 440 МПа и предел прочности менее 685 МПа.

Также известна термическая обработка, которая получила название «Quenching and Partitioning») или Q&P («закалка-распределение)), которая направлена на получение двухфазной структуры, обеспечивающей высокие прочностные показатели. Термическая обработка Q&P была предложена в 2003 году (Speer J. et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation // Acta materialia. - 2003. - Т. 51. - №. 9. - С. 2611-2622.) для
30 высокопрочных сталей третьего поколения, и применена в качестве нового способа производства сталей с мартенситной структурой и повышенным содержанием аустенита. Q&P обработка включает 3 стадии: (i) аустенитизацию, (ii) охлаждение в горячей среде до температуры закалки (T_q)/QT между температурой начала мартенситного
35 превращения (M_s) и температурой конца мартенситного превращения (M_f), за которой следует (iii) нагрев при более высокой температуре (операция распределения) для стабилизации остаточного аустенита за счет диффузии легирующих элементов, в первую очередь углерода.

Наиболее близким по технической сущности к предлагаемому изобретению является
40 патент RU 2677888, в котором раскрыт способ получения высокопрочного листа с пределом прочности на растяжение более 1300 МПа и относительным удлинением после разрыва более 13%. Лист из стали с химическим составом в % масс: $0,1\% \leq C \leq 0,4\%$, $4,5\% \leq Mn \leq 5,5\%$, $1\% \leq Si \leq 3$, $0,2 \leq Mo \leq 0,5$, $Cr \leq 0,1\%$ железо и неизбежные примеси. Термообработка листа состоит из нагрева до температуры выше A_{c3} между 780 и 950°C,
45 закалки листа посредством его охлаждения до температуры закаливания QT в диапазоне между температурами превращения M_s и M_f стали для получения конечной структуры, содержащей по меньшей мере 50% мартенсита и по меньшей мере 10% остаточного

and ductility.

2 cl, 1 tbl, 3 ex

R U 2 8 1 3 0 6 9 C 1

R U 2 8 1 3 0 6 9 C 1

Стр.: 4

RUSSIAN FEDERATION



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(19) **RU** (11) **2 813 069**⁽¹³⁾ **C1**

(51) Int. Cl.
C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)

(12) **ABSTRACT OF INVENTION**

(52) CPC

C21D 8/02 (2023.08); *C21D 9/46* (2023.08); *C22C 38/22* (2023.08); *C22C 38/24* (2023.08); *C22C 38/26* (2023.08); *C22C 38/28* (2023.08); *C22C 38/32* (2023.08)

(21)(22) Application: **2023113034**, 19.05.2023

(24) Effective date for property rights:
19.05.2023

Registration date:
06.02.2024

Priority:

(22) Date of filing: **19.05.2023**

(45) Date of publication: **06.02.2024** Bull. № 4

Mail address:

**127550, Moskva, ul. Timiryazevskaya, 49, RGAU
- MSKHA imeni K.A. Timiryazeva, Upravlenie
nauchnoj i innovatsionnoj deyatel'nosti**

(72) Inventor(s):

**Mishnev Roman Vladimirovich (RU),
Borisova Yuliya Igorevna (RU),
Rigina Lyudmila Grigorevna (RU),
Tkachev Evgenij Sergeevich (RU),
Borisov Sergej Ivanovich (RU),
Yuzbekova Diana Yunusovna (RU),
Dudko Valerij Aleksandrovich (RU),
Vetrova Sofya Mikhajlovna (RU),
Gajdar Sergej Mikhajlovich (RU),
Kajbyshev Rustam Oskarovich (RU)**

(73) Proprietor(s):

**Federalnoe gosudarstvennoe byudzhetnoe
obrazovatel'noe uchrezhdenie vysshego
obrazovaniya "Rossijskij gosudarstvennyj
agrar'nyj universitet - MSKHA imeni K.A.
Timiryazeva" (FGBOU VO RGAU - MSKHA
imeni K.A. Timiryazeva) (RU)**

RU 2 813 069 C 1

RU 2 813 069 C 1

(54) **METHOD FOR PRODUCING HIGH-STRENGTH STEEL SHEET**

(57) Abstract:

FIELD: metallurgy.

SUBSTANCE: invention relates to a method for producing high-strength steel sheets and can be used for the manufacture of critical elements of agricultural earth-moving equipment. A method for producing a high-strength steel sheet with a tensile yield strength of at least 1200 MPa, a tensile strength of at least 1560 MPa and an elongation of at least 22% from steel containing, wt. %: carbon 0.30-0.46, silicon 1.50-2.0, manganese 1.00-1.40, chromium 0.80-1.20, molybdenum 0.20-0.50, if necessary, at least one component: niobium up to 0.10, vanadium up to 0.20, titanium up to 0.04 and boron up to 0.005, iron and inevitable impurities - the rest, characterized by the fact that the steel billet is heated to a temperature of 1100-1080°C and kept at this temperature for at least 1 hour for homogenization. Rolling is carried out from a temperature of 1100-1050°C to a temperature of at least

900°C with a compression ratio of 60% and subsequent cooling in air, then reheated to a temperature of A_{C3+} (30-50)°C, but not lower than 900°C, until complete austenitization, cooled to the quenching temperature in molten salt, preheated to a temperature of 30-50°C below the temperature of the onset of martensitic transformation M_s , with a cooling rate of 210-250°C per second in the range 900-300°C for 30-180 seconds, ensuring that at least 60% retained austenite is obtained in the structure. Then the sheet is heated in molten salt to a temperature that is higher than the temperature of the onset of martensitic transformation M_s and is 350-410° C, carbon is distributed between martensite and retained austenite for 60-300 seconds to prevent the formation of bainite in an amount of more than 15%, followed by the subsequent cooling of the sheet in air for self-tempering.

EFFECT: obtaining steel sheet with high strength

Стр.: 3

начала мартенситного превращения M_s , со скоростью охлаждения $210-250^\circ\text{C}$ в секунду в интервале $900-300^\circ\text{C}$ в течение 30-180 секунд с обеспечением получения в структуре не менее 60% остаточного аустенита. Затем нагревают лист в соляном расплаве до температуры, которая выше температуры начала мартенситного превращения M_s и составляет $350-410^\circ\text{C}$, проводят

распределение углерода между мартенситом и остаточным аустенитом в течение 60-300 секунд для предотвращения образования бейнита в количестве более 15% и последующее охлаждение листа на воздухе для самоотпуска. Обеспечивается получение стального листа с высокой прочностью и пластичностью. 1 з.п. ф-лы, 1 табл., 3 пр.

R U 2 8 1 3 0 6 9 C 1

R U 2 8 1 3 0 6 9 C 1