

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «ПРОМЕТЕЙ»

На правах рукописи

УДК 669.14.018.295:539.538:631.3
ГРНТИ 53.49.13



РЯБОВ ВЯЧЕСЛАВ ВИКТОРОВИЧ

**«РАЗРАБОТКА ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ
1200-1700 МПА ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ РАБОЧИХ ОРГАНОВ
ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН»**

Специальность: 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
Доктор технических наук, профессор
Хлусова Елена Игоревна

Санкт-Петербург

2016

ОГЛАВЛЕНИЕ

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	14
1.1. Условия эксплуатации быстроизнашиваемых деталей рабочих органов почвообрабатывающей сельскохозяйственной техники и требования к материалам для них	14
1.2. Отечественные и зарубежные стали для сельскохозяйственных деталей	21
1.3. Влияние легирующих элементов на фазовые превращения, структуру, свойства и характеристики работоспособности высокопрочных сталей для сельскохозяйственной техники	32
1.4. Особенности структурообразования при горячей пластической деформации среднеуглеродистых среднелегированных сталей	38
1.5. Влияние термической обработки на изменение структуры и свойств среднеуглеродистых среднелегированных сталей	42
1.6. Технологии производства деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин	55
1.7. Постановка задачи	59
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	64
2.1. Материал для исследований	64
2.2. Изучение фазовых превращений	66
2.3. Исследование процессов структурообразования при горячей пластической деформации с использованием имитационного моделирования	67
2.4. Методы исследования структуры	71
2.4.1. Оптическая металлография	71
2.4.2. Растровая электронная микроскопия	72
2.4.3. Кристаллографический анализ методом обратно отраженных электронов (EBSD-анализ)	72
2.4.4. Просвечивающая электронная микроскопия	73
2.5. Исследование влияния термической обработки на структуру и свойства листового проката	73
2.6. Определение механических свойств	74

2.7. Оценка характеристик работоспособности листового проката и деталей рабочих органов	75
2.7.1. Стендовые испытания на износостойкость листового проката	75
2.7.2. Оценка деформационной способности листового проката	77
2.7.3. Натурные испытания на износостойкость деталей рабочих органов.....	77
Выводы по главе 2	78
ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ 1200-1700 МПА	79
3.1. Исследование фазовых превращений среднеуглеродистой среднелегированной стали	79
3.2. Влияние горячей пластической деформации на фазовые превращения и структуру стали	89
3.3. Сравнительные исследования кинетики превращения аустенита среднеуглеродистой среднелегированной стали	92
3.4. Разработка химического состава стали	94
Выводы к главе 3.....	100
ГЛАВА 4. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИССЛЕДУЕМЫХ СТАЛЕЙ	102
4.1. Исследование влияния режимов горячей пластической деформации при прокатке и штамповке на изменение структуры и механических свойств	103
4.1.1. Определение размера зерна аустенита при нагреве под прокатку и штамповку	103
4.1.2. Исследование кинетики динамической и статической рекристаллизации при имитации горячей прокатки (скорости деформации 1 с^{-1}).....	104
4.1.3. Исследование кинетики динамической и статической рекристаллизации при имитации горячей штамповки (скорости деформации 100 с^{-1})	111
4.2. Исследование влияния режимов закалки на изменение структуры и механических свойств	117
4.3. Исследование влияния отпуска на изменение структуры и механических свойств стали	126

4.4. Исследование влияния низко- и среднетемпературного отпуска на карбидные превращения в исследуемой стали.....	140
Выводы к главе 4.....	154
ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА, ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОПЫТНЫХ ПАРТИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ИЗНОСОСТОЙКИХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ТЕХНИКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ КАЧЕСТВА	157
5.1. Разработка технологии изготовления листового проката	157
5.2. Разработка технологии изготовления штампуемых деталей	160
5.3. Изготовление опытных партий листового проката и деталей	164
5.3.1. Изготовление листового проката толщиной 6-18 мм	164
5.3.2. Изготовление штампованных заготовок на молоте	167
5.3.3. Термическая обработка штампованных деталей.....	170
5.3.4. Изготовление штампованных заготовок на гибочных штампах.....	172
5.4. Исследование качества листового проката и штампованных заготовок	174
Выводы к главе 5.....	179
ГЛАВА 6. ОЦЕНКА ХАРАКТЕРИСТИК РАБОТОСПОСОБНОСТИ И ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ.....	181
6.1. Оценка деформационной способности листового проката	181
6.1.1. Влияние уровня легирования и технологии изготовления на относительное равномерное удлинение	181
6.1.2. Испытания образцов на холодный изгиб	189
6.2. Оценка износостойкости при стендовых испытаниях листового проката	194
6.3. Оценка износостойкости при натурных испытаниях штампованных деталей	196
6.4. Сравнительные исследования качества штампованных деталей после эксплуатационных испытаний.....	206
6.5. Внедрение результатов.....	211
Выводы к главе 6.....	213
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	215
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	219
ПРИЛОЖЕНИЯ	230

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что почвообработка является одним из решающих факторов получения высокого урожая. Для роста производства сельскохозяйственной продукции в РФ и сокращения импорта необходима современная почвообрабатывающая сельскохозяйственная техника.

Почвообработка способствует восстановлению и улучшению структуры почвы, её свойств, обеспечению аэрации, нормальных условий для микробиологических процессов, уничтожению сорняков и вредителей, заделке удобрений и защите от морозов, а также накоплению и сбережению влаги в почве [1].

Для качественной почвообработки необходим большой парк техники, имеющей более высокий ресурс по сравнению с производимой промышленностью в настоящее время, причем от качества техники будет зависеть и качество проводимых операций, а это напрямую влияет на урожайность [2]. Закупки сельхозмашин зарубежного производства (комбайны, трактора и др.), а также приобретение импортных запасных деталей быстроизнашиваемых рабочих органов из износостойких материалов существенно повышают себестоимость сельхозпродукции, что делает задачу их импортозамещения весьма актуальной.

Годовая потребность РФ в деталях для рабочих органов сельскохозяйственных машин оценивается: в лемехах – 7 млн шт., в полевых досках – 3 млн шт., в отвалах – 2,4 млн шт. [3].

За прошедшие десятилетия конструкция и материалы рабочих органов отечественных почвообрабатывающих машин остались практически неизменными, хотя нагрузки на них выросли не менее чем в 4 раза, поэтому устаревшая отечественная техника требует постоянного дорогостоящего ремонта. В то же время, производству в РФ высокопрочных материалов для деталей сельскохозяйственного машиностроения в последние годы не уделялось должного внимания. Разработанные в середине 20-ого века стали указанного назначения с временным сопротивлением 900-1200 МПа (30ХГСА, 40Х, 45 и др.) не удовлетворяют современным требованиям ни по качеству при изготовлении деталей из них, ни по ресурсу эксплуатации. В зависимости от типа почв, их уплотненности, засорения камнями наблюдается низкая

линейная износостойкость деталей из этих сталей, преждевременное затупление лезвийных частей рабочих органов, большое (до 60% за сезон) количество поломок и деформаций, связанных с низкими характеристиками прочности, пластичности, упругости, усталостной прочности. Серьезное отставание РФ в данной сфере привело к повышению доли импортной продукции на рынке сельскохозяйственной техники. Ресурс высоконагруженных деталей пахотных агрегатов зарубежного производства более чем вдвое превышает отечественные аналоги. В частности это связано с тем, что рабочие органы отечественных сельскохозяйственных машин до сих пор изготавливаются из сталей с временным сопротивлением 900-1200 МПа, тогда как аналогичные характеристики современных зарубежных аналогов находятся в диапазоне 1600-2000 МПа [4].

Помимо более высокого уровня эксплуатационных свойств импортная продукция («Kverneland», «Lemken», «Vogel&Noot», «Kuhn», «Agrolux», «ØVERUM», [5, 6]), хотя и более дорогая, выгодно отличается от российских аналогов и развитой специализацией, т.е. зависимостью конструктивных особенностей, прочностных свойств и, соответственно, стоимости поставляемых деталей рабочих органов сельскохозяйственной техники от конкретных почвенных и климатических условий, а также от возделываемых культур. Вследствие отсутствия современных высокопрочных материалов и современных технологий обработки деталей невозможно даже приступить к решению острой проблемы импортозамещения зарубежной сельхозтехники и, особенно, запасных частей к ней. По этой же причине все новые разработки отечественных сельхозмашин и изделий становятся неконкурентоспособными на стадии проектирования.

От использования сверхдорогой импортной техники или некачественных отечественных аналогов наша страна несет экономические потери, исчисляемые несколькими миллиардами долларов в год [7].

Таким образом, существует серьезная научно-техническая проблема, связанная с низким уровнем потребительских свойств тяжело нагруженных деталей, эксплуатирующихся при высоких ударно-абразивных нагрузках. Принципиальным решением проблемы является использование новых материалов, т.е. создание нового поколения сталей с пределом текучести свыше 1200 МПа и технологий их производства, включая технологии нанесения износостойких покрытий различными

методами, которые позволят увеличить срок эксплуатации по сравнению с существующими аналогами. Поэтому материаловедческое направление новых разработок (новые стали, металлургические технологии изготовления и обработки изделий) наряду с твердосплавными покрытиями (не рассматриваемые в данной работе) для ответственных деталей сельскохозяйственных и других типов машин является наиболее перспективным и важным.

Не менее важной задачей является разработка технологии изготовления быстроизнашиваемых деталей сельхозтехники. Заготовку для лемеха или подобной детали, как правило, вырезают из термообработанного листа, штампуют или получают из отливки. Режущую кромку практически всегда подвергают абразивной обработке, иногда вальцовкой или в специальной штамповой оснастке, которая применяется в компаниях VogelundNoot, Kverneland. На лезвие лемеха затем наносится износостойкое покрытие [8].

С учетом улучшения характеристик изделий решением проблем, связанных с сокращением потерь при абразивной обработке, является разработка новых технологий горячей штамповки, обеспечивающих утонение режущих кромок в процессе самой штамповки, что дополнительно позволит повысить эксплуатационные характеристики ответственных деталей почвообрабатывающих машин.

В связи с этим **целью настоящей работы** являлась разработка новых износостойких высокопрочных сталей с нормируемым пределом текучести до 1700 МПа и технологий их обработки для изготовления деталей рабочих органов почвообрабатывающих сельскохозяйственных машин.

Задачи работы заключались в исследовании:

- фазовых превращений для разработки химического состава экономнолегированных сталей с пределом текучести 1200, 1500 и 1700 МПа с преимущественно мартенситной структурой;

- процессов рекристаллизации в аустените для разработки режимов горячей пластической деформации (прокатки и штамповки в закрытых штампах) листового проката толщиной до 20 мм;

- состояния карбидной фазы, изменения структуры и механических свойств при отпуске для разработки режимов упрочняющей термической обработки листового проката толщиной 6-20 мм и штампованных деталей;

а также в изготовлении опытных партий листового проката и штампованных деталей и оценке их работоспособности в условиях абразивного изнашивания.

Научная новизна полученных в диссертации результатов состоит в следующем:

1. Установлены температурно-деформационные условия протекания рекристаллизационных процессов в аустените. Для микролегированных сталей Mn-Cr-Ni-Cu-Mo композиции легирования с содержанием углерода 0,30-0,45% после горячей пластической деформации при 950-1050°C со скоростью 1с^{-1} (имитация горячей прокатки) статическая рекристаллизация завершается за время не более 30 секунд, а в условиях деформации со скоростью 100с^{-1} (имитация горячей штамповки) статическая рекристаллизация завершается за время 6-8 секунд после окончания деформации.

2. Показана эффективность измельчения зерна аустенита и блоков мартенсита среднеуглеродистой стали Mn-Cr-Ni-Cu-Mo композиции легирования при горячей штамповке при температурах ниже температуры динамической рекристаллизации и развития процессов статической рекристаллизации в аустените за счет двухстадийной деформации. Размер аустенитного зерна при этом уменьшается с 110-150 мкм до 60-80 мкм при деформации 78% в области температур 1000-1050°C и до 20-40 мкм при температурах порядка 950°C, способствуя измельчению конечной превращенной структуры - блоков мартенсита до 3-3,5 мкм и повышению твердости стали.

3. Методом дифференциальной дилатометрии установлены температурные интервалы образования промежуточных карбидов при отпуске среднелегированных микролегированных сталей Mn-Cr-Ni-Cu-Mo композиции легирования; образование промежуточных карбидов, идентифицированных как $\text{Fe}_{2,5}\text{C}$ и ϵ -карбид, начинается при температурах ниже 150°C, а завершается в стали с 0,30-0,35 %C и с содержанием основных легирующих элементов до $\sim 2,5\%$ при температурах 200°C, а с повышением уровня легирования в сталях с 0,37-0,45 %C и с содержанием основных легирующих элементов до $\sim 5\%$ - при 250-260°C.

4. Показано, что получение высоких прочностных характеристик, твердости, износостойкости, ударной вязкости не менее 20-30 Дж/см², а также удовлетворительной пластичности, включая относительное равномерное удлинение до 4,2%, обеспечивается за счет формирования после разработанного режима

двухстадийной штамповки в сочетании с упрочняющей термической обработкой мелкодисперсной карбидной фазы промежуточного и цементитного типа высокой объемной плотности внутри вязкой матрицы -фазы – реечного и высокотемпературного мартенсита. Охрупчивающее влияние оказывает формирование пластинчатого цементита размером до 180 мкм, располагающегося по границам бывших аустенитных зерен и реек мартенсита.

Практическая ценность работы заключается в:

- разработке нового химического состава сталей, обеспечивающего высокий предел текучести (не менее 1200, 1500 и 1700 МПа), временное сопротивление (не менее 1350-1850 МПа) и твердость (не менее 43-52 HRC) в сочетании с удовлетворительными вязко-пластическими свойствами и превосходство по износостойкости до 2 раз (в сравнении с сталью 45);

- изготовлении опытно-промышленных партий деталей из новых высокопрочных износостойких сталей для рабочих органов почвообрабатывающих сельскохозяйственных машин в условиях АО РТП «Петровское» (г. Светлоград Ставропольского края), которые при натурных испытаниях в условиях ЗАО «Совхоз имени Ленина» (Московская область, Ленинский район), СПК «Кузьминский» (Московская область, Сергиево-Посадский район), СПК «Крапивинский» (Тульская область), ООО «РАМЕНЬЕ» (Московская область, Дмитровский район), которые подтвердили высокую стойкость деталей к абразивному изнашиванию в тяжелых суглинистых и супесчаных почвах с каменистыми включениями.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Химический состав новых высокопрочных износостойких среднеуглеродистых экономнолегированных сталей с гарантированным пределом текучести 1200, 1500 и 1700 МПа.

2. Технологические режимы упрочняющей термической обработки листового проката, обеспечивающие наряду с получением необходимых прочностных характеристик высокие вязкопластические свойства для обеспечения необходимой работоспособности деталей в условиях каменистых почв и ударных нагрузок.

3. Технологические приемы горячей штамповки в сочетании с окончательной термической обработкой плоских деталей рабочих органов почвообрабатывающих

сельхозмашин, обеспечивающие получение заостренной кромки деталей с высокой твердостью и износостойкостью.

4. Результаты испытаний на износостойкость деталей из новых высокопрочных сталей в натуральных условиях, подтверждающие стойкость к абразивному изнашиванию в условиях тяжелых суглинистых и супесчаных почв с каменистыми включениями.

Достоверность результатов

обеспечена большим объемом выполненных экспериментов с применением комплекса стандартных и современных методов исследования. Полученные результаты согласуются с известными экспериментальными данными других исследований. Выводы и рекомендации работы подтверждены результатами испытаний листового проката из новых износостойких высокопрочных сталей с заданным уровнем механических свойств и характеристик работоспособности и оценкой эксплуатационных свойств деталей при натуральных испытаниях.

Личный вклад автора в получении научных результатов, изложенных в диссертации, заключается в следующем:

- постановке и проведении лабораторных экспериментов по исследованию фазовых превращений, изучению закономерностей изменения структуры и свойств листового проката и штампованных заготовок;
- разработке режимов горячей пластической деформации и термической обработки исследуемых сталей с использованием результатов изучения процессов рекристаллизации аустенита и карбидных превращений при отпуске;
- анализе, обработке полученных результатов и разработке рекомендаций для опытного производства листового проката и штампованных деталей;
- разработке технической и технологической документации и техническом сопровождении изготовления по разработанным режимам опытных партий листового проката и штампованных деталей из новых сталей.

Апробация работы. Основные положения работы доложены и обсуждены на следующих российских и международных конференциях: «Новые материалы и технологии» (Санкт-Петербург, 2010-2016), «Современные металлические материалы и технологии» (Санкт-Петербург, 2011), «Физико-химия и технология неорганических материалов» (Москва, 2012, 2015), Уральская школа-семинар

металловедов-молодых ученых (Екатеринбург, 2011), «Научно-технический прогресс в черной металлургии – 2015» (Череповец, 2015), «Металловедение, технологии и применение высокопрочных сталей и сплавов» (Москва, 2015), «Инновации в технологиях и образовании» (Белово, 2015-2016), «Перспективы использования инновационных материалов и технологий в промышленности» (Москва, 2015), ВУЗПРОМЭКСПО-2015 (Москва, 2015), «ТестМат» (Москва, 2016), Прочность неоднородных структур» (Москва, 2016).

Публикации. Всего опубликовано 30 научных работ (10 статей, 20 докладов на конференциях). По теме диссертационной работы 20 публикаций, в том числе 5 статей в изданиях, рекомендованных ВАК.

Структура диссертации. Диссертация состоит из введения, шести глав, основных выводов и списка литературы. Объем диссертации составляет 235 страниц текста, включая 105 рисунков и 34 таблицы. Список литературы содержит 119 наименований.

Работа выполнена в рамках проекта «Создание нового поколения штампуемых наноструктурированных сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа, технологий их деформационной обработки и нанесения износостойких покрытий в обеспечение изготовления сельскохозяйственной техники с повышенным сроком эксплуатации», (Соглашение о предоставлении субсидии №14.579.21.0003 от 05.06.2014г. с Минобрнауки России, уникальный идентификатор проекта RFMEFI57914X0003).

Объектом исследования являются среднеуглеродистые высокопрочные экономнолегированные стали с различным содержанием легирующих и микролегирующих элементов.

В первой главе приводится литературный обзор, который посвящен анализу условий эксплуатации быстроизнашиваемых деталей рабочих органов сельскохозяйственных почвообрабатывающих машин (лемеха, долота, диски бороны, лапы культиваторов и прочие), применяемых в настоящее время в России и за рубежом высокопрочных износостойких сталей и основных структурообразующих процессов, происходящих при их горячей пластической и термической обработке. Сформулированы цели и задачи исследования.

Вторая глава посвящена выбору методик исследований, использованных при выполнении диссертационной работы. Описаны стандартные методы исследования фазовых превращений, процессов рекристаллизации, структуры и качества листового проката, износостойкости деталей почвообрабатывающих сельхозмашин.

В третьей главе представлены результаты исследования фазовых превращений среднеуглеродистых микролегированных сталей Mn-Cr-Ni-Cu-Mo композиции легирования и результаты разработки химического состава новых экономнолегированных марок стали, обеспечивающих твердость после закалки и низкого отпуска не менее 43-52 HRC, которые получили обозначение Б1200, Б1500 и Б1700, с использованием опыта применения отечественных и зарубежных аналогов.

В четвёртой главе изучены процессы динамической и статической рекристаллизации в аустените разработанных сталей. Приведены результаты исследований влияния температуры закалки на изменение структуры и механических свойств исследуемых сталей. Исследовано изменение структуры и механических свойств после различных режимов отпуска разработанных сталей. Особенное внимание уделено изучению процессов выделения промежуточных карбидов при температурах низкого отпуска: применены современные методы исследования с помощью дифференциальной дилатометрии и дифракции нейтронов. Приведены результаты испытаний на растяжение, ударный изгиб и твердость образцов листового проката после разработанных режимов закалки и отпуска.

В пятой главе представлены результаты разработки и опробования температурно-деформационных режимов горячей пластической обработки (прокатки и штамповки) и термической обработки, гарантирующие требуемый комплекс свойств, а также исследования качества изготовленных листового проката и штампованных деталей.

В шестой главе отражены сведения по натурным испытаниям в полевых условиях деталей сельскохозяйственной техники, изготовленных из разработанных сталей, а также результаты стендовых испытаний на износостойкость. Изложены данные, характеризующие способность высокопрочной стали сопротивляться изгибным нагрузкам: приведены результаты анализа влияния легирования и технологии изготовления на относительное равномерное удлинение, результаты

испытаний на трехточечный изгиб образцов из разработанных сталей. Описаны мероприятия по внедрению результатов.

Разработанная технология производства штампованных деталей и режимы упрочняющей термической обработки успешно внедрены на АО РТП «Петровское», а широкий спектр деталей рабочих органов, изготовленных в ФГБНУ «Всероссийский научно-исследовательский институт механизации сельского хозяйства» с применением разработанных технологических решений, подтвердил высокое качество агротехнической обработки почв с обеспечением требуемых прочностных и эксплуатационно-ресурсных свойств.

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1. Условия эксплуатации быстроизнашиваемых деталей рабочих органов почвообрабатывающей сельскохозяйственной техники и требования к материалам для них

Обработка почвы и резание растений является распространенной технологической операцией в сельскохозяйственном производстве: вспашка, культивация, боронование, кошение трав, измельчение силоса, уборка зерновых и технических культур и т.п. – эти операции составляют не менее 70 % всего объема механизированных работ. При взаимодействии с грунтом рабочие органы почвообрабатывающих и кормоуборочных машин подвергаются интенсивному абразивному изнашиванию, поэтому перечисленные детали называют быстроизнашиваемыми [9].

Среди используемых в настоящее время конструкций почвообрабатывающих органов сельхозтехники большую долю составляют плоские детали, к которым относятся дисковые ножи, лемеха, долота, представленные на рисунке 1.1.1 [10]. К быстроизнашиваемым деталям плуга, кроме лемеха и долота, относятся отвалы и его составные части, полевые доски и ножи полевых досок, модели которых представлены на рисунке 1.1.2.

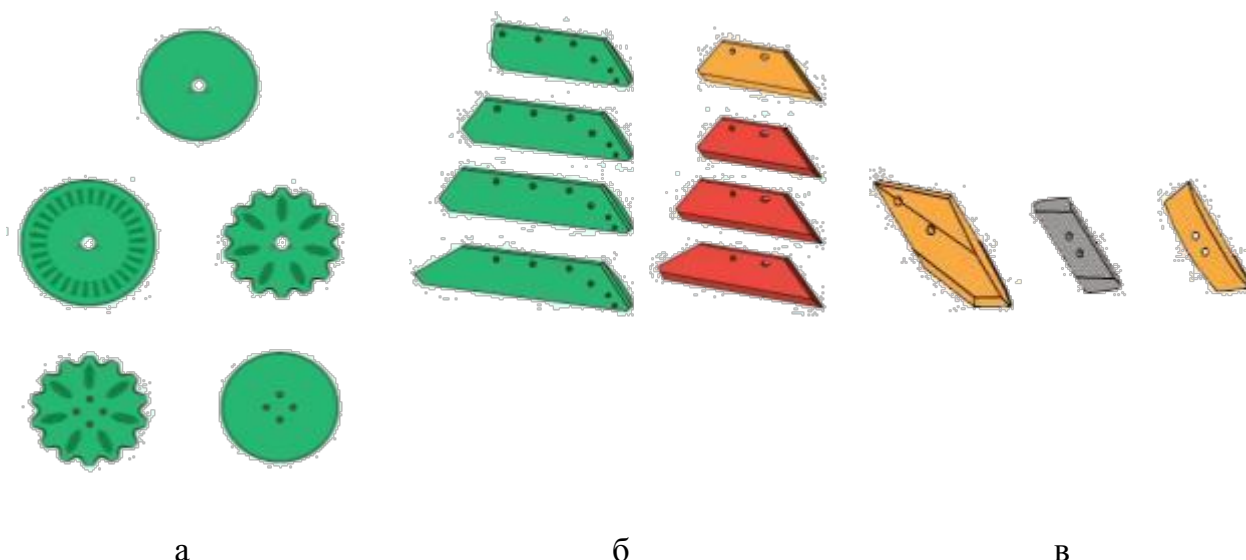


Рисунок 1.1.1 - Дисковые ножи (а), лемеха (б), долота (в)

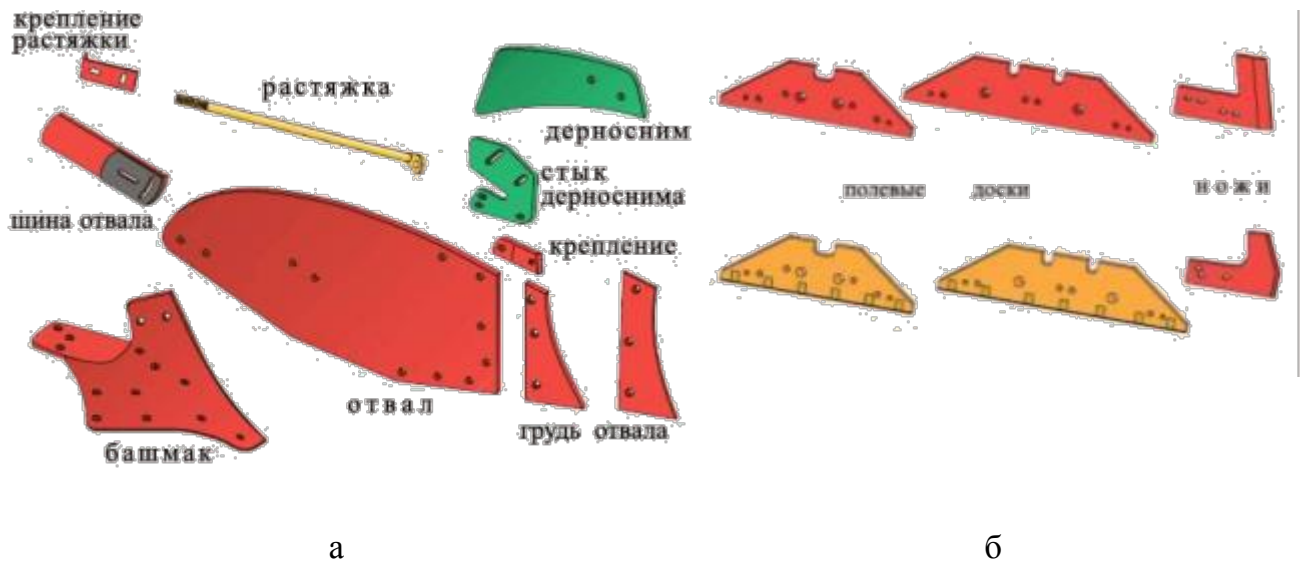


Рисунок 1.1.2 - Отвал и его составные части (а),
полевые доски и ножи полевых досок (б)

На дисковых боронах более подвержены износу дискаторы различной формы, на зубчатых боронах – зубья, наральники, представленные на рисунке 1.1.3; на культиваторах – различные типы лап культиваторов (самыми распространенными являются стрельчатые лапы), стойки, представленные на рисунке 1.1.4 [5, 11].

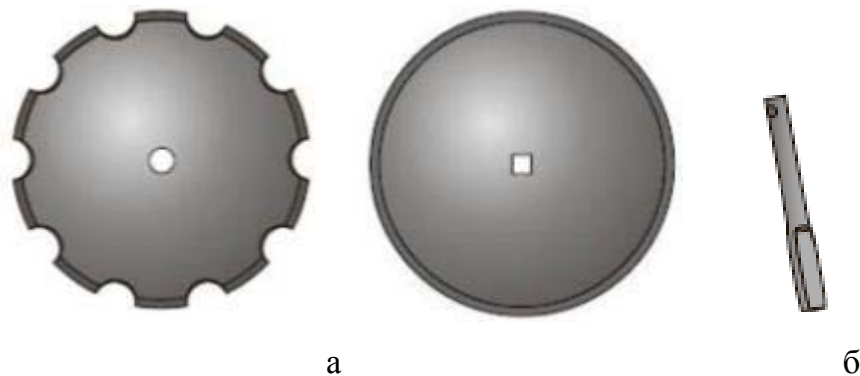


Рисунок 1.1.3 - Дискаторы (а), зубья бороны (б)



Рисунок 1.1.4 - Лапа культиватора стрельчатая (а), стойка культиватора (б)

Лемех корпуса плуга подрезает пласт снизу и подает его на отвал. Известно, что сопротивление лемеха составляет 50-70% сопротивления корпуса плуга, то есть от состояния лемеха, толщины режущей кромки и угла заострения зависит общее сопротивление плуга. В сельском хозяйстве ежегодно расходуется 14-17 миллионов плужных лемехов, на изготовление которых затрачивается 87 - 106 тысяч тонн стального проката [12]. В основном для изготовления лемехов используются стали Л-53, Л-65, 65Г. У лемехов при работе изнашиваются лезвие, носок, отверстия под крепежные болты. Прежде всего, важна толщина режущей кромки, величина и наклон задней фаски.

Полевая доска препятствует смещению плуга в сторону. При смятии стенки борозды реакция почвы уравнивает боковое давление пласта, вызванное несимметричностью корпуса плуга. Полевую доску крепят под углом 2 - 3 градуса ко дну и стенке борозды. Полевые доски изготавливают из полосовой стали и подвергают термической обработке - закалке с отпуском. Твердость в закаленной зоне должна быть в пределах HRC 47 - 59 [12].

Стойка - несущий элемент, на котором размешены части корпуса плуга. Различают три типа стоек: высокие литые, низкие литые и сварно-штампованные стойки. Первые применяют на плугах с плоской рамой (плуги общего назначения), вторые - на плугах скрючковой рамой (плуги для каменистых почв, плантажные и т. п.). Сварно - штампованные стойки применяют преимущественно на кустарниково-болотных и других плугах специального назначения. Литые стойки изготавливают из сталей 25Л, 30Л, 35Л или из высокопрочного чугуна марок ВЧ 45-5, ВЧ 50-2. Твердость стоек из стального литья должна быть HB 130 - 200, из высокопрочного чугуна - HB 160 - 260 [12].

Лапы культиваторов по назначению подразделяют на полольные и рыхлительные. Односторонние плоскорежущие лапы предназначены для подрезания сорной растительности, прореживания культурных растений и рыхления почвы на глубину до 6 см в междурядьях. Основными марками стали для изготовления лап культиваторов служат 30ХГСА, 40Х, 45, 65Г.

Рабочие органы почвообрабатывающих машин выходят из строя вследствие абразивного изнашивания, интенсивность которого зависит от механического состава

почвы, влажности, соотношения твердости абразива и материала изнашиваемой детали, структуры материала рабочей поверхности детали.

Вследствие разнообразий условий работы сельхозтехники на ее деталях и рабочих органах наблюдаются самые различные виды изнашивания. Однако 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 [13]. Различные виды почв обладают разной изнашивающей способностью в соответствии с таблицей 1.1.1.

Таблица 1.1.1 - Изнашивающая способность различных видов почв.

Вид почвы	Значения, мм/га
Песок (рыхлый и связный)	0,74...0,87
Супесь	0,67...0,73
Суглинок легкий	0,54...0,62
Суглинок средний	0,45...0,52
Суглинок тяжелый	0,35...0,43
Глина легкая	0,26...0,32
Глина средняя	0,18...0,23
Глина тяжелая	0,11...0,16

Абразивное изнашивание вследствие высокой концентрации контактных напряжений происходит с большей скоростью, чем другие процессы изнашивания, и поэтому подавляет их. Под действием абразивных частиц возможно прямое разрушение материалов – микрорезание, а также многократное деформирование материала в пластической и упругой областях, приводящее соответственно к полидеформационному и усталостному разрушению микрообъемов поверхностного слоя материала [13].

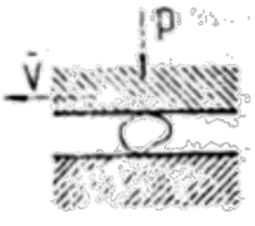
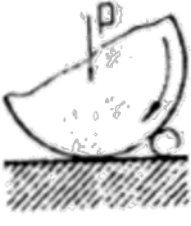
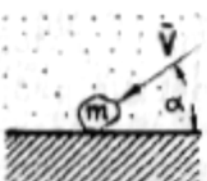
В процессе изнашивания некоторых деталей существенно влияет внешняя среда – ядохимикаты, удобрения, растительные соки, физико-химическое действие которых приводит к разупрочнению материала, к снижению его сопротивления

механическому действию абразивных частиц. Сопротивление изнашиванию зависит от режима изнашивания и соответственно от процессов, протекающих в поверхностном слое материала детали и от характера взаимодействия абразивных частиц с поверхностями деталей (по этому признаку абразивное изнашивание рабочих органов сельхозтехники разделяется на шесть разновидностей, таблица 1.1.2.). В жестких условиях изнашивания твердые частицы вызывают прямое локальное разрушение поверхностного слоя детали, оставляя след в виде царапин. Внешняя среда при этом мало сказывается на износостойкости материалов. В относительно «мягких» условиях изнашивания абразивные частицы вызывают полидеформационное или усталостное разрушение материалов, механизм и интенсивность которых зависят от физико-химического действия внешней среды, при этом поверхность изнашивания имеет сравнительно высокую степень чистоты.

Вид изнашивания зависит от характера воздействия абразивных частиц на поверхностный слой детали. Основные схемы взаимодействия абразивных частиц с поверхностями изнашивающихся деталей сельскохозяйственных машин представлены в таблице 1.1.2. Изнашивание материалов может происходить различными способами, т.е. при разных видах разрушения и разупрочнения поверхностного слоя (тепловом, механическом, адсорбционном, химическом). Сочетание видов разупрочнения и разрушения материалов определяет процесс изнашивания материала [13].

Таблица 1.1.2 - Основные схемы взаимодействия абразивных частиц с поверхностями изнашивающихся деталей сельскохозяйственных машин

№ п.п.	Схема контакта	Вид изнашивания		Примеры изнашивающихся деталей машин и их рабочих органов
1		Изнашивание абразивными частицами	Изнашивание при перемещении в почвенной массе и минеральных удобрениях	Лезвийный инструмент: плужные лемехи, культиваторные лапы, плужные отвалы, полевые доски, шнеки погрузчика удобрений
2			Изнашивание при перемещении в растительной массе, содержащей	Лезвийный инструмент: ножи силосоуборочных комбайнов, сегменты жаток. Шнеки уборочных машин, детали силосопроводов.

			абразивные частицы	
3		Изнашивание в контакте трущихся деталей	Изнашивание сопряженных деталей при трении скольжения с абразивными частицами	Открытые шарнирные соединения, подшипники скольжения, зубья звездочек и звенья цепей
4			То же при трении качения	Шестерни открытых передач
5		Изнашивание в потоке абразивных частиц	Изнашивание твердыми частицами в потоке жидкости	Сопла и дефлекторы дождевальных машин, распыляющие наконечники опрыскивателей, колеса центробежных насосов
6			То же в потоке воздуха	Лопатки вентиляторов, детали системы пневмотранспортирования, молотки дробилок.

В реальных условиях работы деталей протекают в основном смешанные процессы изнашивания, при этом на поверхности деталей есть и гладкие участки, и царапины. Изнашивание сопряженных деталей при трении скольжения и качения (3, 4 схемы контакта) характеризуется зависимостью процесса изнашивания не только от количества, но и от свойств материалов сопряженных деталей. Поэтому износостойкость одной из деталей при прочих равных условиях зависит и от свойств материала другой детали.

Особенностью изнашивания деталей абразивными частицами, переносимыми потоками жидкости или воздуха (5 и 6 схемы контакта), является ударное действие этих частиц на материал детали и зависимость износа от угла наклона вектора скорости к изнашивающейся поверхности (угла атаки). В среде жидкости возможно разупрочнение материалов физико-химического характера. Качество материала тяжело нагруженных рабочих органов почвообрабатывающей техники напрямую влияет на ресурсные и энергетические показатели их работы. Неудовлетворительное

техническое состояние этих деталей несет за собой повышение расхода топлива, повышение количества поломок оборудования и, следовательно, повышение количества необходимых запчастей и т.д. По этой причине основной проблемой в области изготовления рабочих органов сельскохозяйственной техники является отсутствие новых материалов и технологий обработки, позволяющих увеличить их срок службы и сократить затраты, связанные с покупкой и ремонтом деталей.

Учитывая, что в сельскохозяйственном производстве достаточно специфические условия эксплуатации деталей, основными требованиями, предъявляемыми к материалу деталей почвообрабатывающей техники с целью повышения их работоспособности, являются:

- повышение твердости и прочности;
- повышение износостойкости;
- повышение ударной вязкости;
- повышение коррозионной стойкости (под влиянием различных повреждающих факторов),

а применительно к покрытиям - повышение их адгезионной прочности.

Особенности условий изнашивания, наличие значительных знакопеременных нагрузок предъявляют особые требования к механическим характеристикам (пластичность, прочность, относительное удлинение, вязкость, упругость, предел выносливости, износостойкость и др.) материала деталей сельскохозяйственных машин и технологиям их обработки. Новые материалы для изготовления деталей, по мнению «Всероссийского научно-исследовательского института механизации сельского хозяйства», должны отвечать современным требованиям, а именно: иметь предел текучести не менее 1200, 1500 или 1700 МПа (в зависимости от назначения деталей) при одновременном снижении содержания дорогостоящих легирующих элементов, в связи с чем возникает необходимость разработки новых экономнолегированных высокопрочных сталей.

Таким образом, в сельскохозяйственном машиностроении до сих пор актуальна проблема создания новых высокопрочных сталей с пределом текучести свыше 1200 МПа, обработки режущих кромок деталей и повышения износостойкости, позволяющих увеличить срок службы рабочих органов сельскохозяйственных машин.

1.2. Отечественные и зарубежные стали для сельскохозяйственных деталей

Для рабочих органов почвообрабатывающей техники применяются углеродистые стали, чугуны, твердые сплавы. Сводные данные по относительной износостойкости известных материалов приведены в таблице 1.2.1.

Таблица 1.2.1 - Коэффициенты относительной износостойкости некоторых применяемых и перспективных отечественных материалов рабочих органов и деталей, изнашивающихся при трении в почве.

Материал	Состояние	Коэффициент относительной износостойкости	Типичное применение материала
Сталь Л-53	Нормализация	1	Несущий слой самозатачивающихся плужных лемехов
	Закалка на твердость 48-63 HRC	1,7-2,8	Плужные лемехи для песчаных почв
Сталь 60	Закалка на твердость 50-62 HRC	1,8-3,0	Рабочий слой трехслойных плужных отвалов (массовое производство)
Сталь 80	Закалка на твердость 50-62 HRC	2,1-3,2	Рабочий слой трехслойных плужных отвалов (перспективное применение)
Сталь 65Г	Нормализация	1,1	Несущий слой самозатачивающихся культиваторных лап
	Закалка с отпуском на твердость 35-44 HRC	1,2-1,5	Диски борон, луцильников и сеялок, дисковые ножи плугов.
	Закалка с отпуском на твердость 38-51 HRC	1,3-1,8	Лапы культиваторов для песчаных почв
	Закалка на твердость 48-55 HRC	1,7-2,1	Ножи почвофрез
	Изотермическая закалка на твердость 53-58 HRC	3,0-3,3	Перспективное применение для несамозатачивающихся дисковых ножей, культиваторных лап и ножей почвофрез
Сталь У10	Закалка с отпуском на твердость 55-62 HRC	2,9-3,5	Перспективное применение для сменных грудей отвалов
Сталь ШХ15	Закалка с отпуском на твердость 58-63 HRC	3,2-3,6	

Сталь Х6Ф1	Закалка на твердость 59-62 HRC	4,8-5,6	Режущий слой двухслойных самозатачивающихся лемехов и дисков
Сталь Х12	Закалка на твердость 59-62 HRC	6,2-7,0	Перспективное применение для двухслойных самозатачивающихся лемехов
Сталь ЛГ13	Закалка на твердость	1,5-2,0	Перспективное применение для рыхлительных зубьев и долот для особо тяжелых каменистых почв

Износостойкие материалы для рабочих органов сельхозтехники, указанные в таблице 1.2.1, были созданы более 40 лет назад и никак с тех пор не изменялись.

Подавляющее количество деталей рабочих органов (лапы культиваторов, лемеха плугов, диски луцильников и т.п.) в РФ изготавливают из сталей 45, 40Х, 55С2, 65Г. Химический состав, механические свойства и основные сведения по технологии их производства приведены в таблице 1.2.2. Изделия из таких сталей обладают несколько более высокими значениями прочности, однако не обеспечивают требуемого уровня износостойкости, а зачастую выходят из строя ввиду низких значений ударной вязкости.

В таблице 1.2.3 приведены марки высокопрочных сталей с бором. Такие стали применяются для изготовления зубчатых колес, валов-шестерен, кулачковых муфт, пальцев машиностроительной техники, втулок и других улучшаемых или цементируемых деталей, работающих в условиях ударных нагрузок.

Для изготовления деталей, обрабатываемых на высокую прочность, наиболее широкое применение имеют стали 30ХГСА, 30ХГСНА, 35ХГСА, а также используются стали 30ХГТ, 20ХГНМ, 45ХНМФА (ГОСТ 4543). Химический состав и механические свойства данных сталей приведены в таблице 1.2.4.

Износостойкой является хромкремнистая сталь 33ХС. Кроме этого, сталь отлично сопротивляется переменным нагрузкам, поэтому из нее в основном изготавливают небольшие и средние детали пружинного типа с высокой прочностью [14]. С целью повышения износостойкости делались попытки использовать хромистые стали типа ХФ, ХГ, ШХ15, Х6Ф1, Х12Ф1, но не получили ожидаемых результатов, т.к. не окупалась стоимость самого изделия [15].

Таблица 1.2.2 - Химический состав и механические свойства отечественных сталей
после закалки и отпуска (масс. %) [16, 17]

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Cu	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	$\delta_5\%$	HB(HRC)	KCU ⁺²⁰ , Дж/см ²	Примечание
						Не более								
45	0,42-0,50	0,17-0,37	0,50-0,80	≤0,25	≤0,25	0,040	0,035	≤0,25	830	980	10		59	Закалка с 850°C в масле и отпуск 450°C
40X	0,36-0,44	0,17-0,37	0,50-0,80	0,80-1,10	≤0,30	0,035	0,035	≤0,30	1560	1760	8	552 (52)	29	Закалка с 850°C в воде и отпуск 200°C
40Г2	0,36-0,44	0,17-0,37	1,40-1,80	≤0,30	≤0,30	0,035	0,035	≤0,30	1470	1620	6	460 (47)	10	Закалка с 820°C в масле и отпуск 300°C в масле
55С2	0,52-0,60	1,50-2,00	0,60-0,90	≤0,30	≤0,25	0,035	0,035	≤0,20	1470	1530	11	(44)	41	Закалка и отпуск 450°C
65Г	0,62-0,70	0,17-0,37	0,90-1,20	≤0,25	-	0,035	0,035	≤0,20	1450	1670	8	(46)	29	Закалка с 830°C в масле и отпуск 400°C

Таблица 1.2.3 - Химический состав и механические свойства отечественных сталей с бором после закалки и отпуска (масс. %) [16]

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	B	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\delta_5\%$	HB(HRC)	KCU ⁺²⁰ , Дж/см ²	Примечание
20ХГР	0,18-0,24	0,17-0,37	0,70-1,00	0,75-1,05	-	≤0,005	1220	1490	12	(45)	79	Закалка с 880°С в масле и отпуск 200°С в масле
20ХНР	0,16-0,23	0,17-0,37	0,60-0,90	0,70-1,10	0,80-1,10		1220	1520	10	(47)	49	Закалка с 860°С в масле и отпуск 200°С в масле.
20ХГНР	0,16-0,23	0,17-0,37	0,70-1,00	0,7-1,10	0,80-1,10		1250	1510	11	(47)	61	Закалка с 860°С в масле и отпуск 200°С в масле.
27ХГР	0,25-0,31	0,17-0,37	0,70-1,00	0,70-1,00	-		1175	1370	8		59	Закалка с 870°С в масле и отпуск 200°С
30ХРА	0,27-0,33	0,17-0,37	0,50-0,80	1,00-1,30	-		1300	1600	9		49	Закалка с 900°С в масле и отпуск 200°С.
40ХГТР	0,38-0,45	0,17-0,37	0,8-1,00	0,80-1,10	-		800	990	11		78	Закалка с 840°С в масле и отпуск 550°С

Таблица 1.2.4 - Химический состав и механические свойства отечественных широко применяемых сталей (масс. %) [16, 18, 19]

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	V	B	Cu	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 %	HB (HRC)	KCU ⁺²⁰ , Дж/см ²
							Не более									
30ХГСА	0,28-0,34	0,90-1,20	0,80-1,10	0,80-1,10	≤0,30	-	0,025	0,025	-	-	≤0,30	940-1570	1040-1700	11-19	300-487 (31-51)	49-137
35ХГСА	0,32-0,39	1,10-1,40	0,80-1,10	1,10-1,40	-	-	0,030	0,030	-	-	-	1180-1570	1300-1910	12-14	(42-52)	44-59
45ХН2МФА	0,42-0,50	0,17-0,37	0,50-0,80	0,80-1,10	1,30-1,80	0,20-0,30	0,030	0,030	0,10-0,18	-	-	720-1870	830-1980	8-24		47-185
33ХС	0,29-0,37	1,00-1,40	0,30-0,60	1,30-1,60	≤0,30	-	0,035	0,035	-	-	≤0,30	900-1610	1110-1750	10-18	300-510	59-118
30ХГСН2А	0,27-0,34	0,90-1,20	1,00-1,30	0,90-1,20	1,40-1,80	-	0,025	0,025	-	-	≤0,30	900-1500	1000-1900	15-20	(37-62)	80-150
20ХГНМ	0,18-0,23	0,17-0,37	0,70-1,10	0,40-0,70	0,40-0,70	0,15-0,25	0,035	0,035	-	-	-	930	1180-1570	7	269 (26-28)	
18ХГНМФР	0,18	0,31	1,30	0,85	0,70	0,21	0,015	0,08	0,11	0,005	-	950	1050	11	360 (37-39)	

Износостойкие стали широко применяются в горношахтной промышленности. К сталям, используемым для изготовления горношахтного оборудования (механизированные крепи, проходческие и очистные комбайны, конвейеры, перегружатели, дробилки угля и др.), предъявляются требования, схожие с требованиями, предъявляемыми к сталям для рабочих органов почвообрабатывающих машин: предел текучести не менее 600 МПа, повышенная износостойкость и надежность при эксплуатации.

Легированная высокопрочная износостойкая сталь марки 14ХГ2САФД применяется для конструкций крепей шахт [20].

Сталь 30ХГСА («хромансиль») содержит следующие легирующие элементы: хром, марганец, кремний порядка 1%, сера – менее 0,025 %, а углерода – около 0,3 %. Хром повышает твердость и устойчивость к коррозии, кремний повышает прочность, но может снижать температурный запас вязкости и ударную вязкость, марганец увеличивает устойчивость к ударным нагрузкам. Преимущества стали 30ХГСА по сравнению с другими марками: высокая прочностью, свариваемость, относительная дешевизна, поскольку в ее составе нет дорогих легирующих элементов.

В последние годы были получены новые марки сталей с ценными свойствами – 20ХГСН2МФА, 30ХГСН2А, ВКС-6, ВКС-9, ВКС-12 и др. Это высокопрочные среднелегированные стали, упрочняемые закалкой и отпуском, которые рекомендуются для ответственных силовых деталей машин, могут использоваться для изготовления высоконагруженных деталей сельхозтехники, однако для изготовления лемехов, отвалов, лап культиваторов и т.п. перечисленные стали слишком дороги [21].

За рубежом для изготовления быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники наиболее часто используются износостойкие стали Raex, Domex, Hardox, Weldox шведской компании SSAB и немецкой компании ThyssenKrupp AG. Химический состав и механические свойства представлены в таблице 1.2.5.

Стали Raex предназначены для применения в автопромышленности, системах подъема тяжелых конструкций, транспорте и горной добыче, где необходимы высокопрочные и износостойкие стали.

Таблица 1.2.5 - Химический состав и механические свойства зарубежных марок сталей [4, 22]

Страна	Марка стали	Химический состав, не более масс %								Свойства				
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	Примечание	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	A5, %	HRC	Примечание
Финляндия (Ruukki)	Raex 300	0,18	0,70	1,7	1,50	0,40	0,50	0,005	$S \leq 0,015$; $P \leq 0,025$	900	1000	11	н/д	-
	Raex 400	0,25	0,70	1,7	1,50	0,70	0,50	0,005		1000	1250	10		
	Raex 450	0,26	0,70	1,7	1,00	0,70	0,50	0,005		1200	1450	8		
	Raex 500	0,30	0,70	1,7	1,00	0,80	0,50	0,005		1250	1600	8		
Швеция (SSAB)	Domex 22MnB5	0,20-0,25	0,40	1,10-1,40	0,10-0,30			0,0008-0,005	$S \leq 0,015$; $P \leq 0,025$	н/д	1460-1580	н/д	45-48	приведены свойства в закаленном состоянии
	Domex 30MnB5	0,27-0,33	0,40	1,15-1,45	0,10-0,30			0,0008-0,005			1675-1845		50-52	
	Domex 38MnB5	0,36-0,42	0,40	1,15-1,45	0,10-0,30			0,0008-0,005			1845-2050		53-56	
	Domex27MnCrB5-2	0,24-0,30	0,40	1,10-1,40	0,30-0,60			0,0008-0,005			1575-1735		48-51	
	Domex33MnCrB5-2	0,30-0,36	0,40	1,20-1,50	0,30-0,60			0,0008-0,005			1675-1845		50-53	
	Hardox 500	0,27-0,30	0,70	1,60	1,00-1,50	0,25-1,50	0,25-0,60	0,004	$S \leq 0,010$; $P \leq 0,025$	н/д	49-53	KV^{40} не менее 30 Дж		
	Hardox 550	0,37	0,50	1,30	1,40	1,40	0,80	0,004	$S \leq 0,010$; $P \leq 0,020$		52-55	KV^{40} не менее 30 Дж		
Hardox 600	0,45-0,47	0,70	1,00-1,50	1,20	2,50	0,80	0,004	$S \leq 0,010$; $P \leq 0,015$	55-59		KV^{40} не менее 20			

Таблица 1.2.5 - Химический состав и механические свойства зарубежных марок сталей [4, 22]

Страна	Марка стали	Химический состав, не более масс %								Свойства				
		С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	В	Примечание	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	A5, %	HRC	Примечание
														Дж
	HardoxHiTuf	0,20	0,50-0,60	1,60	0,70	2,00	0,70	0,005	S \leq 0,010; P \leq 0,020; V: 0,060-0,090; Nb \leq 0,04	950	980	16	33-40	KV ⁻⁴⁰ не менее 70 Дж
	Weldox 700	0,20	0,60	1,60	0,70	2,00	0,70	0,005	S \leq 0,010; P \leq 0,020; V \leq 0,090; Nb \leq 0,04; Cu \leq 0,30; Ti \leq 0,04; Al \leq 0,015	700	780-930	14	26-32	KV ⁻⁴⁰ не менее 69 Дж
	Weldox 900	0,20	0,50	1,60	0,70	1,50	0,70	0,005	S \leq 0,010; P \leq 0,020; V \leq 0,060; Nb \leq 0,04; Cu \leq 0,30; Ti \leq 0,04; Al \leq 0,018	900	940-1100	12	32-38	KV ⁻⁴⁰ не менее 27 Дж
	Weldox 960	0,20	0,50	1,60	0,70	1,50	0,70	0,005	S \leq 0,010; P \leq 0,020; Cu \leq 0,15	960	980-1150	12	33-39	KV ⁻⁴⁰ не менее 40 Дж
	Weldox 1100	0,21	0,50	1,40	0,80	3,00	0,70	0,005	S \leq 0,005; P \leq 0,020; Cu \leq 0,10	1100	1250-1550	8	45-49	KV ⁻⁴⁰ не менее 27 Дж
	Weldox 1300	0,25	0,50	1,40	0,80	3,00	0,70	0,005	S \leq 0,005; P \leq 0,020; Cu \leq 0,10	1300	1400-1700	8	46-50	KV ⁻⁴⁰ не менее 27 Дж

Таблица 1.2.5 - Химический состав и механические свойства зарубежных марок сталей [4, 22]

Страна	Марка стали	Химический состав, не более масс %								Свойства				
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	Примечание	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	A5, %	HRC	Примечание
														Дж
Германия (Thyssen Krupp)	TBL	0,25- 0,30	$\leq 0,40$	1,10- 1,30	$\leq 0,5$ 0			-	S \leq 0,030; P \leq 0,040	н/д	≥ 1575	н/д	н/д	-
	TBL Plus	0,31- 0,38	$\leq 0,40$	1,20- 1,50	$\leq 0,5$ 0			-			н/д	н/д	н/д	-
Япония (Nisshin steel)	N22CB	0,20- 0,25	$\leq 0,25$	0,30- 0,60	0,20- 0,40			0,001- 0,005	S \leq 0,030; P \leq 0,030		1400- 1600	10	н/д	-
	N28CB	0,26- 0,30	$\leq 0,25$	0,30- 0,60	0,20- 0,40			0,001- 0,005			н/д	10		
	N36CB	0,33- 0,38	$\leq 0,25$	0,40- 0,70	0,40- 0,70			0,001- 0,005			н/д	10		

Производитель рекомендует применять их для изготовления режущих деталей землеройных машин, ковшей и контейнеров, несущих компонентов машин для горной добычи, несущих частей установок для перемешивания бетона и машин для деревообработки, для изготовления кузовов самосвалов. Эти стали характеризуются содержанием углерода от 0,18 до 0,30 %, относительно высоким содержанием марганца в количестве до 1,7 %, никеля до 0,80 %. Все стали Raex содержат бор. Такой химический состав обеспечивает предел текучести от 900 до 1250 МПа, временное сопротивление от 1000 до 1600 МПа, относительное удлинение от 8 до 11 %.

К сожалению, производитель не указывает уровень твердости и ударной вязкости для этих сталей. Преимущественно, стали Raex поставляют в листах толщиной до 20-30 мм, углеродный эквивалент таких сталей составляет 0,42-0,57 %. При необходимости поставок больших толщин допускается увеличение углеродного эквивалента до 0,66 %.

Для сталей Domex характерно содержание углерода от 0,20 до 0,42%, содержание кремния не превышает 0,40%. Стали не легированы никелем и молибденом, однако содержат бор, содержание марганца может варьироваться от 1,10 до 1,50 %, а содержание хрома от 0,10 до 0,60 %. По данным производителя SSAB уровень временного сопротивления после закалки в воду может достигать значений 1580-2050 МПа в зависимости от выбранной композиции легирования, а при закалке в масло значения временного сопротивления на 100-150 МПа ниже. Рекомендуемая температура закалки 840-900°C. Предел текучести и относительное удлинение в [4] приведено только для горячекатаного и отожженного состояния и составляют примерно 280-400 МПа и 19-30 % соответственно.

Марка Hardox – признанный лидер на мировом рынке износостойких сталей. Благодаря высокой твердости поверхности сталь эффективно противостоит большинству видов износа. Производитель – фирма SSAB и ее дилеры позиционируют этот продукт как «чрезвычайно устойчивый к любым видам износа: при трении и ударе, при трении скольжения, к деформационному износу». Введение таких легирующих элементов, как никель, хром, марганец и молибден, помогает значительно повысить механические свойства стали Hardox после закалки. Сталь

имеет шесть классов твёрдости: Hardox 350, 400, 450 500, 550, 600 (число в наименовании означает твердость по Бриннелю).

Стали марки Weldox характеризуются низким содержанием углерода от 0,20 до 0,25 %, относительно высоким содержанием никеля в количестве от 2 до 3 % и жесткими требованиями к содержанию вредных примесей - серы и фосфора, причем требования тем жестче, чем более высокий уровень прочности стали (для Weldox 1100 и Weldox1300 содержание серы не должно превышать 0,005 %). Стали с пределом текучести 700-900 МПа микролегированы V и Nb. При повышении прочности стали производитель уменьшает разрешенное содержание меди с 0,30 до 0,10%. Все стали Weldox микролегированы бором. Кроме того, все модификации этих сталей могут использоваться при отрицательных температурах, о чем свидетельствуют результаты испытаний на ударный изгиб, показывающие не менее 27-69 Дж при температуре -40°C. Регламентировано повышение углеродного эквивалента для производства листового проката в толщинах более 50 мм [24].

ОАО «Северсталь» производит высокопрочные износостойкие горячекатаные свариваемые стали марок 18ХГНМФР, 14ХГ2САФД, 16ХГН2ФБР, 13ХГ2НДФ в толщинах 8,0...50,0 мм. Эти марки являются аналогами шведских марок Hardox и Weldox, однако из-за низкого содержания углерода не отличаются требуемой износостойкостью.

Анализ химического состава износостойких сталей зарубежного и отечественного производства показывает, что для изготовления рабочих органов сельскохозяйственных машин применяются среднеуглеродистые стали, легированные кремнием, марганцем, хромом, реже никелем, молибденом и медью, бором и микролегированные карбонитридообразующими элементами. Зарубежные стали отличаются широким спектром марок (в зависимости от условий применения), более строгими требованиями по содержанию вредных примесей (S, P), и сложными композициями микролегирования. Практически все зарубежные износостойкие стали содержат бор. Для ответственных деталей применяются износостойкие стали, легированные никелем и молибденом.

1.3. Влияние легирующих элементов на фазовые превращения, структуру, свойства и характеристики работоспособности высокопрочных сталей для сельскохозяйственной техники

Высокий уровень прочности ($\sigma_{0,2} > 1000$ МПа) при экономичной системе легирования обеспечивается в среднеуглеродистых сталях с мартенситной структурой после низкого отпуска. Прочность мартенсита (в стали со 100% содержанием мартенсита) практически определяется количеством углерода [22, 23] содержание которого более 0,5% нежелательно, так как приводит к резкому снижению вязкости. Углерод, с одной стороны, повышает сопротивление пластической деформации и сопротивление срезу, но с другой стороны, резко понижает сопротивление отрыву и повышает чувствительность к надрезу. Длительный отпуск при низких температурах слабо влияет на сопротивление стали пластической деформации, но заметно уменьшает чувствительность надрезу и повышает сопротивление отрыву.

Легирующие элементы, не оказывая заметного влияния на прочность мартенсита, определяют прокаливаемость стали, т.е. объемную долю мартенсита при фиксированной скорости охлаждения. Так, марганец, молибден и хром, повышая прокаливаемость, позволяют получать сталь со 100% мартенсита при снижении скорости охлаждения. Максимальный эффект подобного рода оказывает относительно недорогой бор, который при малом содержании в стали (тысячные доли процента) резко расширяет диапазон скоростей охлаждения, в котором формируется 100% мартенситная структура [23, 24]. Оптимальное количество бора, вызывающее наибольшее увеличение прокаливаемости конструкционной стали вследствие торможения диффузионных превращений, определяется ее составом и по данным различных авторов варьируется в пределах 0,0003-0,01%.

Кроме того, часто для легирования среднеуглеродистых сталей применяется кремний, который затрудняет формирование цементита при приближении к температуре начала мартенситного превращения, удерживая углерод в твердом растворе, что сохраняет стабильность аустенита. Однако указывается, что применение кремнистых сталей для деталей с тонкой режущей кромкой

нежелательно, т.к. эти стали склонны к обезуглероживанию [13]. Кремний также отрицательно влияет на ударную вязкость и пластичность стали [24].

Никель и медь в сумме до 1,5% вводятся с целью обеспечения вязкости среднеуглеродистой стали, причем, чем выше нормируемый предел текучести, тем выше должно быть содержание этих легирующих элементов.

Влияние микролегирующих добавок проявляется в основном в твердом состоянии при образовании растворов внедрения или замещения, воздействии на степень дисперсности зерен и неметаллических включений, на строение границ зерен, субструктуру и нейтрализацию влияния вредных примесей. Титан, ниобий и ванадий являются в этом отношении наиболее предпочтительными элементами, так как титан и ниобий способствуют предотвращению роста аустенитного зерна при нагреве, а ванадий стабилизирует дислокационную структуру при отпуске [25].

В закаленном состоянии дислокационная структура мартенсита представляет собой трехмерную сетку, составленную из дислокационных клубков, плотность дислокаций в которых составляет $(1-2) \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$. При такой плотности дислокаций и заданной концентрации карбидообразующего элемента на каждом сегменте трехмерной дислокационной сетки при отпуске могут образовываться предвыделения мельчайших частиц карбидов, которые способны эффективно стабилизировать дислокационную структуру, повышая прочностные характеристики без снижения вязкости.

Анализ литературных источников показал, что минимальная скорость охлаждения, при которой в сталях образуется мартенсит, зависит в первую очередь от содержания углерода и от количества легирующих элементов.

На рисунке 1.3.1 приведены изотермические диаграммы основных сталей, используемых для изготовления рабочих органов сельхозтехники [26]. Изотермическая диаграмма стали 45 (рисунок 1.3.1 а) характеризуется недостаточной устойчивостью аустенита в области диффузионного превращения и низким инкубационным периодом его начала.

В стали 30ХГС, несмотря на снижение содержания углерода по сравнению со сталью 45, легирующие элементы способствуют значительному повышению устойчивости аустенита, увеличивая инкубационный период начала превращений, и

изменяют вид диаграммы, обуславливая разделение перлитного и бейнитного (по II ступени) превращений (рисунок 1.3.1 а и в).

Увеличение содержания углерода и марганца в стали 65Г, принципиально не изменяя вид диаграммы, расширяет временной интервал распада на феррито-карбидную смесь, понижает критические точки и температуру начала мартенситного превращения на 70°C (рисунок 1.3.1 а и е).

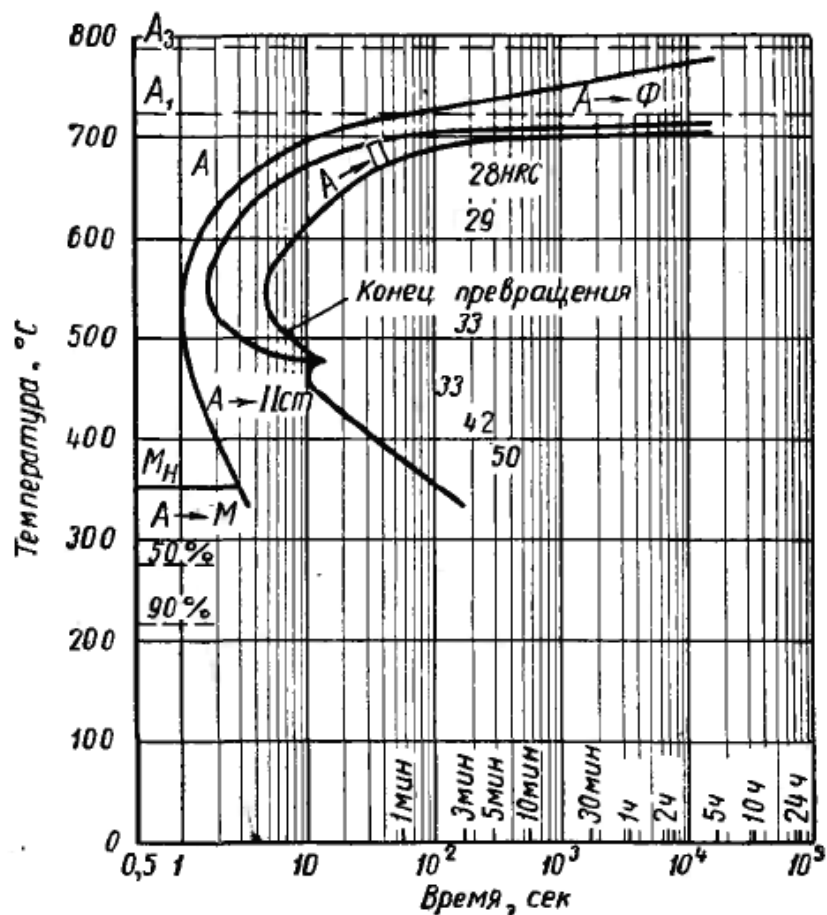
Легирование стали 40Х хромом изменяет вид диаграммы, обуславливая разделение перлитного и бейнитного превращений, незначительно повышает устойчивость аустенита к диффузионным превращениям, смещая область превращений на диаграмме вправо, несколько понижает точку начала мартенситного превращения, (рисунок 1.3.1 а и б). Увеличение содержание углерода в кремнистой стали 45ХГС по сравнению со сталью 30ХГС задерживает распад на феррито-карбидную смесь, понижает мартенситную точку (рисунок 1.3.1 в и г) [27].

Повышение содержания углерода и кремния в стали 55С2, замедляя диффузию углерода, приводит к расширению области бейнитного превращения и понижает мартенситную точку (рисунок 1.3.1 д).

Таким образом, только комплексное легирование способствует повышению устойчивости аустенита к диффузионным превращениям и снижает температуру начала мартенситного превращения.

Сталь 45

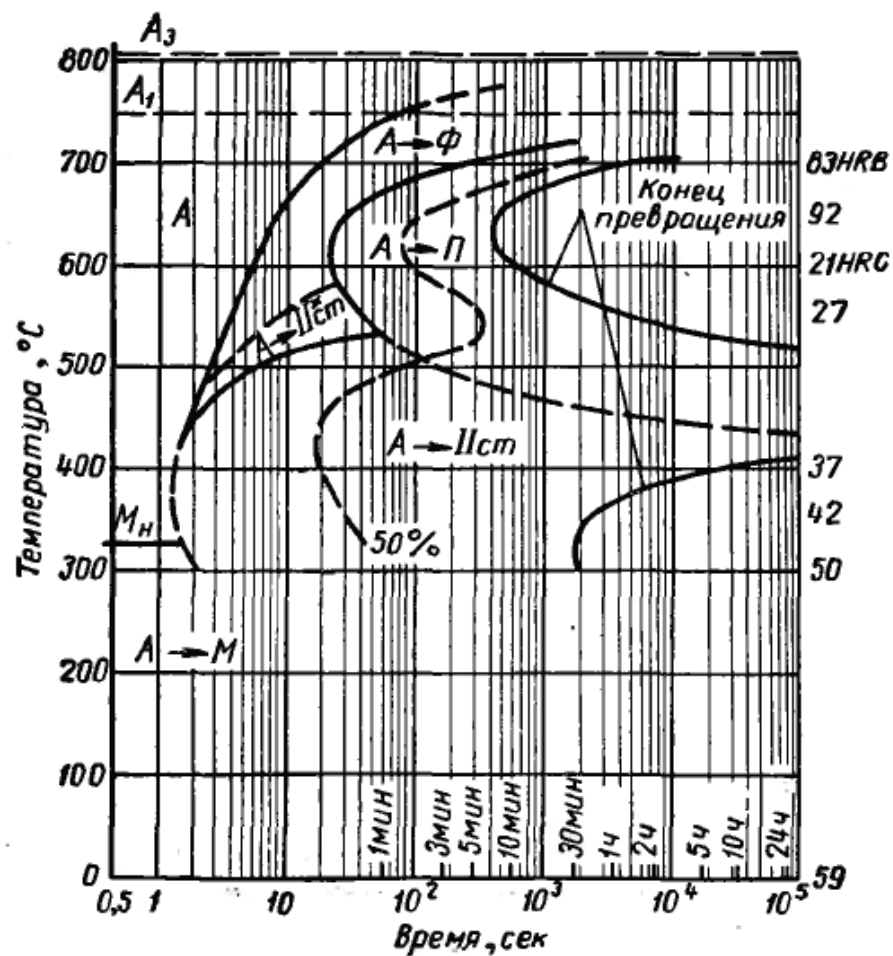
C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₂	M _H	T _H
0,44	0,22	0,66	0,15	0,02	735	765	350	880



а

Сталь 40X

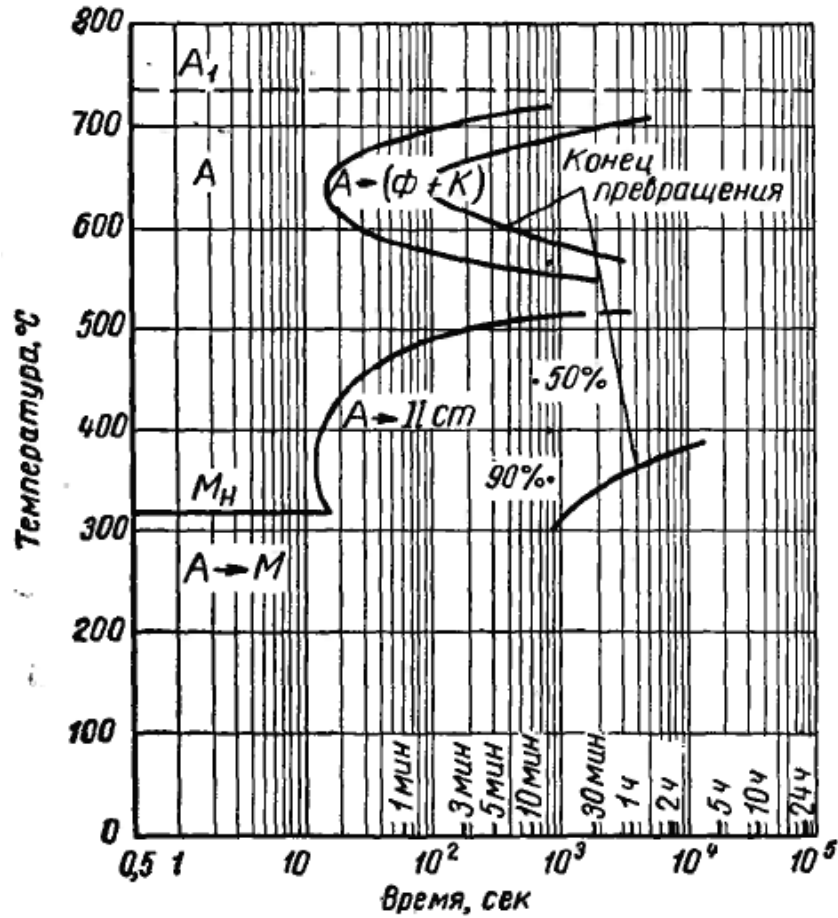
C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₂	M _H	T _H
0,38	0,26	0,74	0,90	0,17	750	805	325	850



б

Сталь 30ХГС

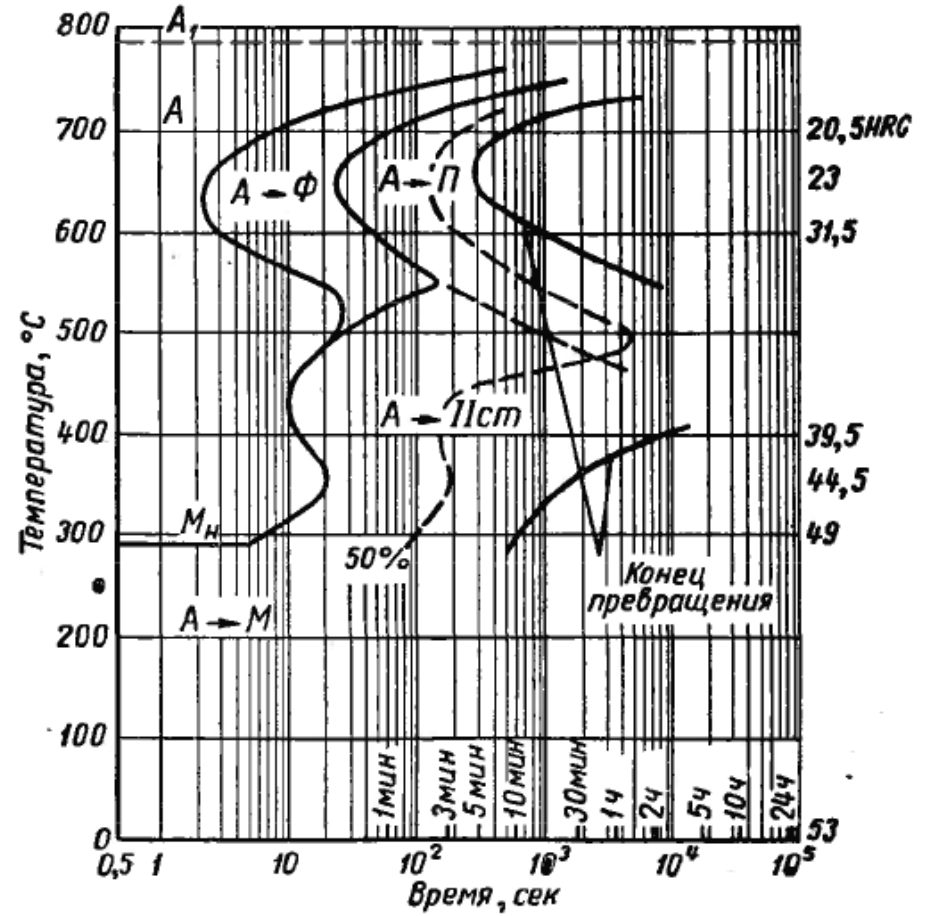
C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	T _H
0,29	1,05	0,98	0,91	0,13	740	830	320	900



В

Сталь типа 45ХГС

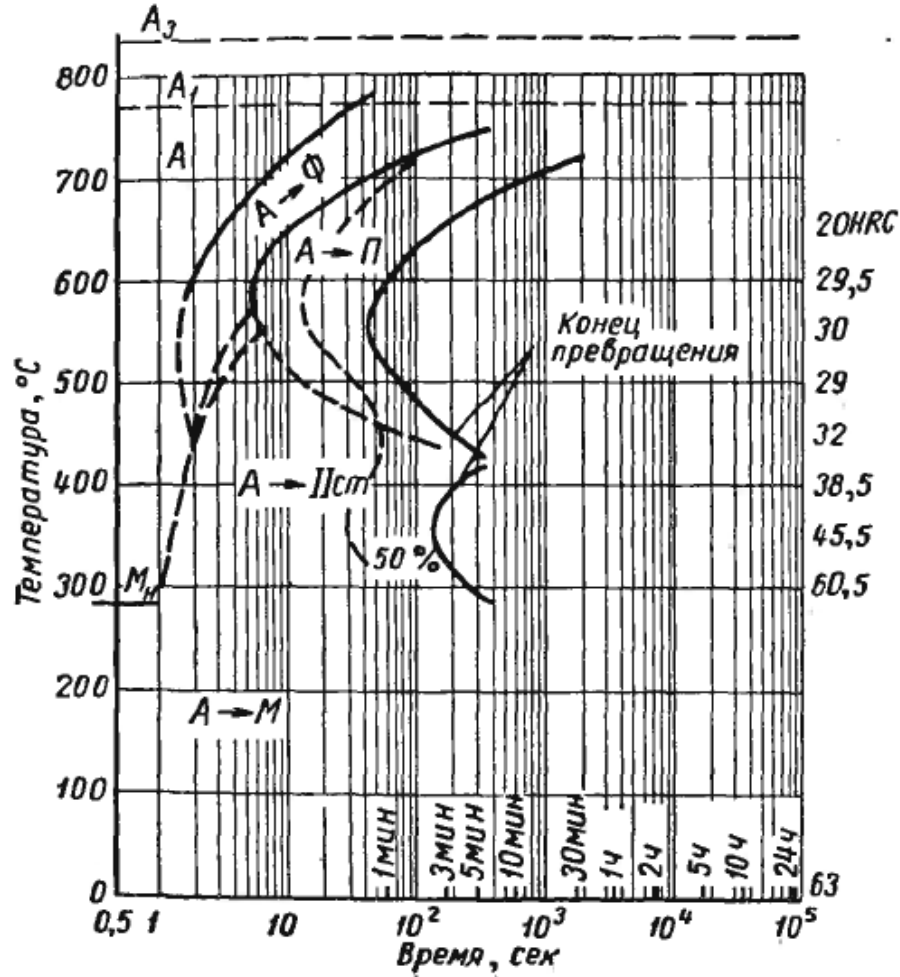
C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	T _H
0,43	1,38	0,95	1,06	0,03	790	880	295	925



Г

Сталь 55С2

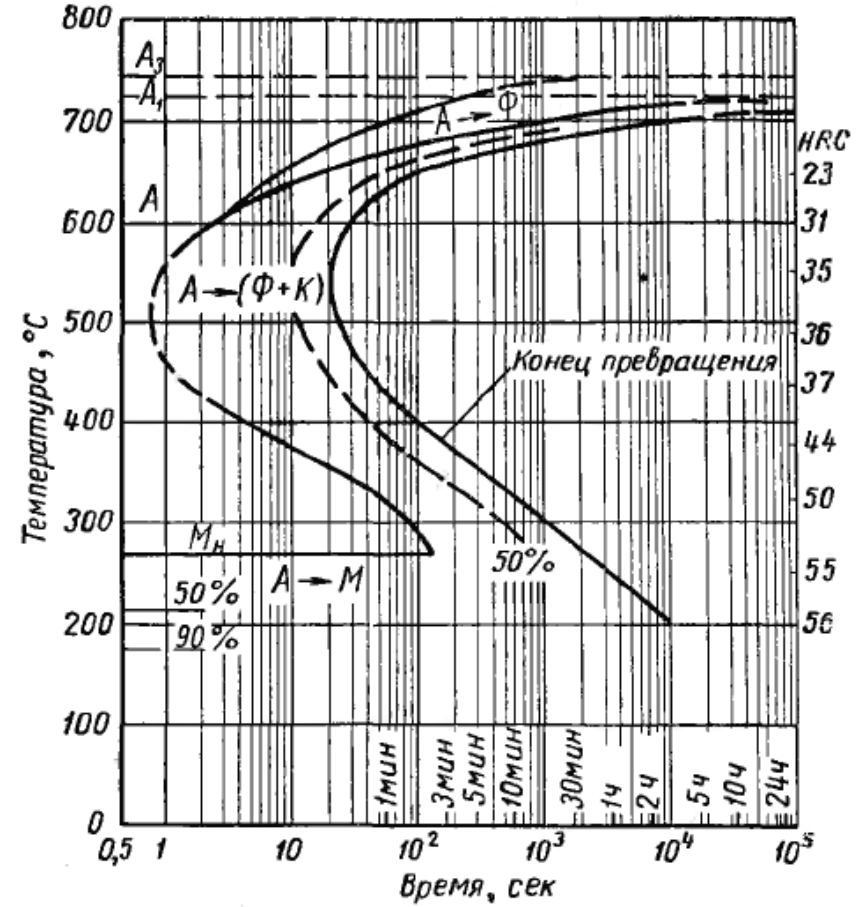
C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	T _H
0,55	1,68	0,61	0,05	0,19	780	840	285	925



д

Сталь 65Г

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	T _H
0,64	0,1	1,13	—	—	720	740	270	840



е

Рисунок 1.3.1 - ТКД сталей различного химического состава:

а) - Сталь 45; б) - Сталь 40Х; в) - 30ХГС; г) - Сталь 45ХГС; д) - Сталь 55С2; е) Сталь 65Г [26]

1.4. Особенности структурообразования при горячей пластической деформации среднеуглеродистых среднелегированных сталей

Процесс обработки металлов давлением (ОМД) заключается в придании материалу требуемой формы, размеров и физико-механических свойств без нарушения его сплошности путем пластической деформации. Штамповка (объемная и листовая) – это деформирование материала исходной заготовки в специальной оснастке (штампе), которая обеспечивает заданные фиксированные размеры по трем осям.

Наибольшая допустимая степень деформации зависит от пластичности обрабатываемого материала и его сопротивления деформированию. В свою очередь, они определяются химическим составом сплава, температурой обработки, скоростью деформирования и схемой нагружения. Так, пластичность повышается, а сопротивление деформированию понижается в следующих случаях:

1. С понижением содержания углерода и легирующих элементов в стали.
2. С повышением температуры обработки.
3. С понижением скорости деформирования (изменением степени деформации в единицу времени). Однако при очень больших скоростях (например, при электромагнитной и взрывной штамповке) для многих металлов допустима чрезвычайно большая степень деформации, при которой не происходит разрушения.
4. При применении схемы нагружения, создающей всестороннее неравномерное сжатие. Поэтому, например, при прессовании, объемной штамповке металл проявляет большую способность к пластическому деформированию, чем при волочении.

Нагрев под штамповку проводится для получения однородного состояния аустенита по толщине заготовки, что крайне важно для получения полностью мартенситной структуры после закалки штампованной детали. Температурно-временные параметры нагрева определяют баланс между экономической эффективностью горячей штамповки и качеством получаемых деталей [28, 29].

Особенностью штампованных изделий сельскохозяйственной техники, работающих в условиях абразивного износа в контакте с грунтом, является

относительно малая величина технологической пластической деформации. Так, при изготовлении из листовых заготовок деталей плугов, испытывающих максимальный износ, или дисков рыхлителей обычно применяются гибочные штампы, которые не предназначены для формирования профилей переменного поперечного сечения с локальными участками накопления большой деформации. Это автоматически снижает скорость горячей деформации, что важно иметь в виду при разработке технологии штамповки. В то же время, для исключения или снижения затрат на последующую фрезерную обработку острых кромок деталей сельскохозяйственной техники имеет смысл максимально использовать горячую деформацию (штамповку) в соответствующих периферийных областях листовой заготовки [30].

Работы, выполненные научными школами под руководством В.Д.Садовского, В.М.Счастливецова, В.И.Левита, М.А.Смирнова, М.Л.Бернштейна, Л.М.Капуткиной, С.В.Добаткина и других, создают возможности широкого регулирования структуры путем изменения режимов высокотемпературной деформации [31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40].

Использование современных термомеханических симуляторов типа Gleeble [41] позволяет в лабораторных условиях определить сопротивление горячей деформации аустенита высокопрочных сталей широком диапазоне температур и скоростей деформирования. На основе таких данных становится возможным оптимальный выбор режимов штамповки, обеспечивающих в условиях производства формирование необходимой структуры и свойств материала при минимальных энергетических затратах, без проведения дорогостоящих промышленных экспериментов.

Измельчение зерен аустенита перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения является важным условием получения однородной мелкодисперсной структуры что, в свою очередь, необходимо для одновременного повышения прочности и пластичности сталей. Появление термомеханических симуляторов нового поколения позволяет анализировать кинетику рекристаллизации аустенита по характеру его разупрочнения, не прибегая к трудоемким металлографическим процедурам.

С учетом упомянутых выше возможностей становится вполне актуальной попытка определить и разграничить диапазоны технологических параметров, в которых действуют физические механизмы, по-разному меняющие

поликристаллическую структуру аустенита в ходе высокотемпературной деформационной обработки высокопрочных сталей. На рисунке 1.4.1, а в осях «температура-деформация» схематически изображена карта известных динамических механизмов, действующих во время деформации γ -фазы, а аналогичная карта на рисунке 1.4.1, б отражает постдинамические механизмы, которые действуют в паузах между последовательными деформациями или в процессе охлаждения деформированной заготовки при температурах $T > A_{r3}$.

Температурные зависимости характеристических деформаций ε_f и ε_p на рисунке 1.4.1, а позволяют для конкретных режимов ТМО оценивать степень развития фрагментации (Φ) или динамической рекристаллизации (ДР) деформируемого аустенита, а процессы метадинамической (МДР) или/и статической (СР) рекристаллизации после завершения деформации, проходят при условиях, отображенных соответствующими областями на рисунке 1.4.1, б.

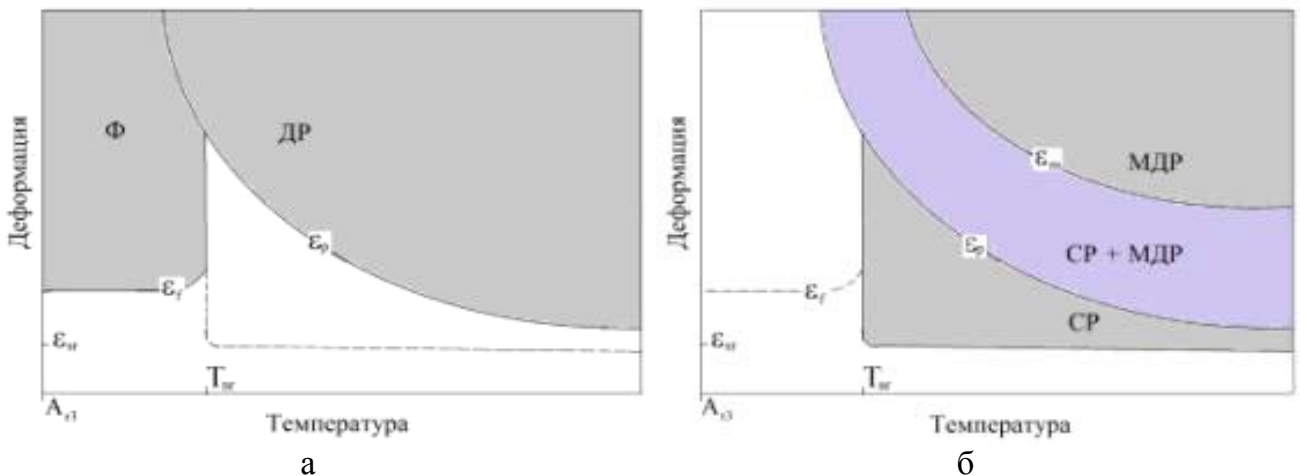


Рисунок 1.4.1 - Схематическое представление условий реализации динамических (а) и постдинамических (б) механизмов, формирующих поликристаллическую структуру аустенита в ходе ТМО низкоуглеродистых сталей: Φ -фрагментация; ДР, МДР и СР – динамическая, метадинамическая и статическая рекристаллизация соответственно [42]

Эти области определяются, помимо $\varepsilon_p(T)$, температурной зависимостью деформации ε_m , по достижении которой МДР охватывает 100% материала, а также критической деформацией ε_{sr} и температурным порогом T_{nr} , превышение которых необходимо для начала СР. В светлых областях на рисунках 1.4.1, а и б происходят изменения плотности ρ решеточных дислокаций, непосредственно не влияющих на поликристаллическую структуру аустенита. Во время деформации величина ρ растет, что сопровождается деформационным упрочнением, но в постдинамических условиях

в соответствии с рисунком 1.4.1, б увеличение предварительной деформации, напротив, ускоряет процессы возврата, то есть уменьшение ρ и разупрочнение материала [42].

Если в результате технологических ограничений процессы ДР и, соответственно, МДР, а также фрагментации, не могут охватить большую часть аустенита, многократная СР остается единственным средством формирования его однородной мелкозернистой структуры. В подобной ситуации необходимо обеспечивать полное завершение СР в паузах между последовательными деформациями до тех пор, пока это не станет невозможным из-за замедления роста новых зерен при снижении температуры на стадии чистовой обработки.

В работах [39, 40, 41] представлены результаты подробных исследований кинетики ДР, МДР и СР низкоуглеродистых высокопрочных сталей мартенситно-бейнитного класса в зависимости от параметров температурно-деформационного воздействия с помощью термомеханического симулятора Gleeble 3800. Согласно проведенным исследованиям для горячей штамповки (скорость деформации 100 с^{-1} при $T=850-950^\circ\text{C}$), где не предполагается дробный процесс деформации с паузами между последовательными обжатиями, наиболее актуальными становятся условия развития ДР, которая формирует мелкие зерна аустенита в значительной части объема. С одной стороны, это обеспечивает относительно малую величину и стабильность напряжения течения аустенита в разных частях заготовки. С другой стороны, согласно [43], измельчение зерен аустенита благоприятно сказывается на сочетании прочности и пластичности высокопрочных мартенситных сталей.

Скорость упомянутого выше процесса ДР повышается при уменьшении размера исходных зерен аустенита [40], поэтому процессы СР и МДР, измельчающие зерна на начальных стадиях горячей штамповки также могут оказаться весьма полезными. Кроме того, эти процессы выравнивают размер зерна по сечению детали после незавершенной ДР. Для определения эффективности указанной стратегии достаточно исследовать зависимость микроструктуры от промежуточной изотермической выдержки в ходе горячей штамповки, а также от временной паузы между окончанием штамповки и началом закалки.

Таким образом, при горячей пластической деформации среднеуглеродистых среднелегированных сталей важно учитывать величину технологической

пластической деформации, изменение режимов деформации позволяет регулировать структуру стали, а использование современных термомеханических симуляторов позволяет определить наиболее оптимальные параметры деформирования с учетом процессов рекристаллизации.

1.5. Влияние термической обработки на изменение структуры и свойств среднеуглеродистых среднелегированных сталей

Структура и свойства высокопрочной стали определяются системой легирования и режимами термической обработки [20, 44]. Существуют несколько способов получения высокопрочных состояний в сталях [45]: закалка на мартенсит с низким отпуском, вторичное твердение при более высоких температурах отпуска, термомеханическая обработка. Вторичное твердение наблюдается в сталях, легированных большим количеством хрома, молибдена и ванадия, а термомеханическая обработка ограничивает последующие технологические операции (гибка, резка, формовка и т.д.)

При применении закалки и низкого отпуска прочность конструкционных сталей зависит, главным образом, от содержания углерода и достигается при полной прокаливаемости. Увеличение содержания углерода до 0,38-0,45 % приводит к повышению твердости и прочности закаленной низкоотпущенной стали при сохранении пластичности. Дальнейшее увеличение содержания углерода повышает твердость закаленной низкоотпущенной стали, прочность при растяжении уменьшается, а вязкое разрушение сменяется хрупким. Легированием можно добиться более высокой пластичности и вязкости стали и уменьшения ее чувствительности к надрезу.

Важной характеристикой стали, влияющей на прочность, является прокаливаемость. Она зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, сечения изделия и скорости охлаждения. Для достижения нужной прокаливаемости высокопрочных сталей используется легирование. Все легирующие элементы, кроме Со, повышают прокаливаемость стали [45]. Сильные карбидообразующие элементы

повышают прокаливаемость, если находятся в твердом растворе, и понижают ее, если связаны в карбиды. Как уже было сказано, бор, находящийся в твердом растворе, сильно повышает прокаливаемость стали, при этом не понижая ударную вязкость стали после закалки и отпуска [21].

Таким образом, высокопрочные состояния в сталях экономного легирования достигаются за счет введения углерода до 0,40-0,45 %, оптимального подбора легирующих элементов для получения мартенситной структуры по всему сечению изделия, а также правильного выбора режимов прокатки и термической обработки.

В целом, для эффективного повышения прочности стали с выбранной композицией легирования используются следующие структурные факторы [20]:

- изменение величины зерна;
- изменение формы и ориентации кристаллитов;
- выделение новых фаз;
- перераспределение примесей;
- создание повышенной плотности несовершенств кристаллического строения и т.д.

Все эти факторы можно контролировать за счет температурно-деформационного воздействия, а также оптимально подобранной термической обработки [46].

В настоящее время наиболее широко применяемой технологией повышения механических характеристик инструмента для вспашки является обычная термическая обработка (закалка с отпуском) [11]. Большинство высокопрочных сталей закаляются в масле или подвергаются изотермической закалке. Изотермическая закалка вызывает коробление стали в 2-3 раза меньшее, чем закалка в масле. Закалка на воздухе сообщает деталям сравнительно малую поводку [22].

Режим термической обработки конструкционной стали определяется, главным образом, содержанием углерода [22]. Нагрев под закалку проводят до температуры на 30-50°C выше A_{c3} . Для низкоуглеродистых сталей температура A_{c3} составляет около 900°C, для среднеуглеродистых – 850°C.

В таблице 1.5.1 представлена рекомендуемая температура нагрева под закалку в зависимости от содержания углерода [24].

Таблица 1.5.1 - Температура нагрева под закалку в зависимости от содержания углерода [24]

С, %	<0,20	0,20-0,25	0,26-0,30	0,31-0,40	0,41-0,45	0,46-0,50	0,51-0,60
T, ±10 °С	930	910	880	830	820	810	800

Основной структурной составляющей в высокопрочных сталях после закалки является речный мартенсит, кристаллы которого объединены в пакеты. При неполной прокаливаемости могут встречаться рейки бейнитной α -фазы с игольчатым строением, которые могут содержать дисперсные карбидные частицы. Также неизбежно присутствие остаточного аустенита в виде тонких прослоек между рейками α -фазы в небольшом количестве (в борсодержащих сталях типа 32ХБРА, 32ХФРА не более 3 %) [45].

В связи с тем, что возможности изменения временного сопротивления высокопрочных сталей изменением режимов упрочняющей термической обработки ограничены, необходимо для получения требуемой прочности правильно выбирать содержание углерода в стали.

Выбор среды охлаждения при закалке обусловлен скоростями охлаждения, обеспечиваемыми той или иной средой. В работах [47, 48] приводятся следующие скорости охлаждения для различных сред (таблица 1.5.2):

Таблица 1.5.2 – Скорость охлаждения различных сред и твердость после закалки от 860 °С для стали 40Х.

Охлаждающая среда	Скорость охлаждения, °С/с	HRC	HV
Масло	150	56	640
Вода	600	56,5	660
Соль	1100	58	690
Щелочь	1200	59	700

Эксперименты, проведенные авторами этих работ, показали, что с ростом скорости охлаждения твердость закаленной стали 40Х увеличивается, распад мартенсита происходит в два этапа, при этом интенсивность распада на первом этапе значительно выше, чем на последующем. Кроме того, показано, что в течение 150

часов вылеживания закаленных образцов микротвердость снижается примерно на 70-100 единиц HV, а при отпуске с температур более 150°C разница в значениях микротвердости, измеренной на образцах с различной скоростью охлаждения, не превышает погрешности измерений (рис.1.5.1).

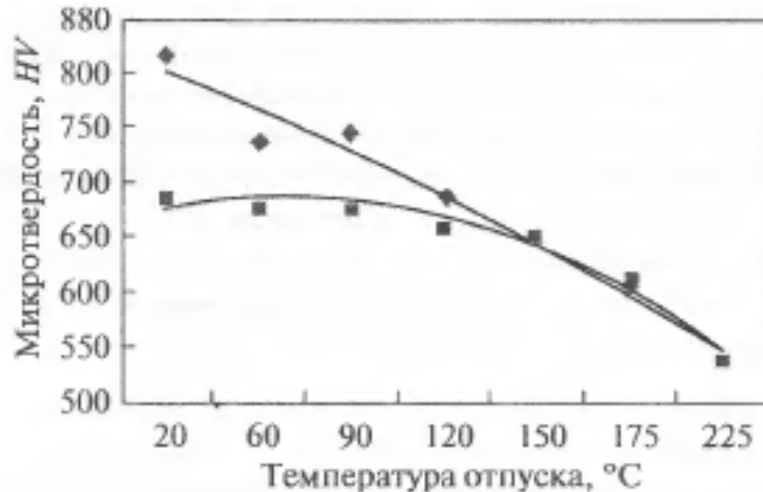


Рис. 1.5.1 - Зависимость микротвердости от температуры отпуска стали 40X:◆ - соль, ■ – масло. [49]

Закалка из межкритического интервала. Во многих работах упоминается, что достижение благоприятного комплекса механических свойств среднеуглеродистых высокопрочных сталей возможно при использовании закалки из межкритического интервала. Эта разновидность закалки применяется при термической обработке доэвтектоидных сталей и представляет собой нагрев до температур выше A_{c1} , но ниже A_{c3} и последующее быстрое охлаждение [50]. При таком нагреве формируется двухфазная структура, состоящая из аустенита и феррита, а после охлаждения – из мартенсита и феррита. Однако закалка из межкритического интервала применяется в основном для малоуглеродистых сталей, которые используют для изготовления изделий холодной штамповкой. Для таких сталей характерно низкое отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и соответственно большое равномерное удлинение, что является благоприятным фактором для повышения штампуемости [50]. Для среднеуглеродистых легированных сталей закалка из межкритического интервала по сравнению с нормальной закалкой может обеспечить при отпуске в широком интервале температур значительное повышение ударной вязкости, однако вопрос о сохранении прочностных характеристик остается открытым. Кроме того,

закалка из межкритического интервала ослабляет развитие необратимой и обратимой отпускной хрупкости [50].

Для большинства легированных сталей с 0,3 – 0,4% С существенное повышение ударной вязкости и ослабление отпускной хрупкости после межкритической закалки проявляется при нагреве в узком интервале температур, который обычно находится выше A_{c1} на 30-50°C. При этом такая обработка эффективна лишь в том случае, если ее проводят после предварительной закалки на мартенсит. Тогда при нагреве в межкритический интервал аустенит зарождается по границам реек α - фазы, и его участки будут равномерно распределены в объеме исходного аустенитного зерна. В результате закалки возникает специфическая структура, состоящая из мелкоигльчатого феррита с прослойками высокоуглеродистого мартенсита [50].

Среднеуглеродистые стали имеют узкий межкритический интервал. Для того, чтобы получить высокий комплекс их свойств при межкритической закалке, необходимо точно выдерживать температурный режим нагрева, что не всегда легко осуществить, особенно при термической обработке крупных изделий. Поэтому на практике закалка из межкритического интервала для среднеуглеродистых сталей не получила широкого распространения [50].

Вследствие высокой хрупкости и больших внутренних напряжений среднеуглеродистые стали в закаленном состоянии не используются. В качестве заключительной операции всегда производится отпуск. В процессе отпуска могут протекать целый ряд процессов, оказывающих различное влияние на уровень твердости стали. Важным фактором разупрочнения является снижение тетрагональности мартенсита. Выделение дисперсных карбидов, в том числе – специальных, напротив, способствует повышению прочности. Развивающиеся с повышением температуры и увеличением продолжительности отпуска процессы коагуляции карбидных фаз приводят к возрастанию интенсивности разупрочнения [51].

Закалка с остаточным аустенитом. За рубежом для изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин используются среднеуглеродистые (C=0,30-0,45 вес.%) кремний-марганцевые стали, содержащие небольшие (до одного процента) количества хрома и никеля, а также микролегированные титаном или

бором. Эти материалы обычно используются в закаленном (мартенситном) состоянии, и они легко обеспечивают требуемую прочность, но сохранение приемлемого уровня пластичности и вязкости может быть гарантировано лишь при тщательном выборе режимов закалки и последующего отпуска. Наиболее перспективным с этой точки зрения представляется разработанный в последние годы за рубежом класс так называемых Q&P сталей [52, 53, 54, 55, 56], которые при очень экономном легировании и невысокой стоимости обладают сверхвысокой (до 2000 МПа и выше) прочностью при удовлетворительном ($\delta=5-15\%$) уровне пластичности.

Уникальный комплекс свойств достигается двухступенчатой закалкой (Q-quenching) с промежуточным отпуском при температуре T_p , близкой к температуре начала мартенситного превращения M_s , за счет перераспределения углерода (P-partitioning), стабилизирующего остаточный аустенит и таким образом повышающего его количество в структуре после окончательной закалки от температуры T_p . Температура $M_F < T_Q < M_s$ для прерывания первой закалки в соответствии с рисунком 1.5.2 определяет объемную долю мартенсита p_m , из которого в ходе промежуточного отпуска углерод диффундирует в окружающий аустенит ($p_a = 1 - p_m$), причем от температуры T_p и продолжительности t_p такого отпуска зависит степень стабилизации аустенита.

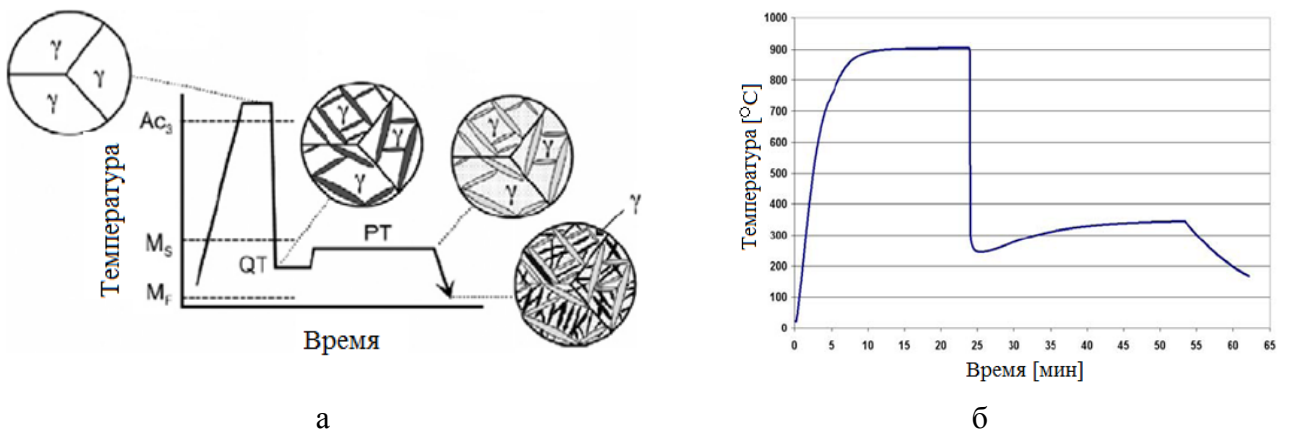


Рисунок 1.5.2- Схема термообработки для введения в высокопрочную мартенситную структуру контролируемой доли остаточного аустенита (а) и пример реальной температурно-временной зависимости такой обработки (б)

Даже относительно малая (до 10%) доля аустенита повышает пластические свойства и вязкость материала и, за счет гетерогенности двухфазной структуры, способствует сохранению прочности, а важным преимуществом рассматриваемого

подхода является возможность регулировать уровни прочности и пластичности, варьируя температуру и продолжительность промежуточного отпуска, что определяет количество остаточного аустенита [53, 54, 55]. Однако для деталей большой толщины такая технология вряд ли применима.

Обработка холодом (низкотемпературная обработка). Одним из интересных направлений повышения твердости легированных сталей является обработка холодом в интервале температур от -50 до $+100^{\circ}\text{C}$. В отличие от широко известного процесса при обработке холодом, связанного с распадом остаточного аустенита и образованием вторичного мартенсита, исследованное в работе [57] явление изменения твердости авторы объясняют процессами иных структурных превращений в мартенсите при длительном старении в низкотемпературной области. Авторы указывают, что обнаруженное твердение свойственно как низколегированным (стали ХВГ, ШХ15), так и нелегированным высокоуглеродистым сталям (У7, У8, У10, У12). В отличие от установленного явления высокотемпературного твердения мартенсита низколегированных сталей (при $300-450^{\circ}\text{C}$) твердение мартенсита при низких и даже отрицательных температурах получило название низкотемпературного твердения мартенсита [47].

Рентгеноструктурным анализом было установлено, что в температурно-временном интервале низкотемпературного старения не наблюдается количественного изменения остаточного аустенита. Было предположено, что обнаруженное явление сокращения длины образцов во времени обусловлено структурными превращениями в мартенсите, протекающими на ранних стадиях формирования цементита. При низких температурах старения физико-химическим и рентгеноструктурным анализом не было обнаружено увеличения фазового осадка карбидов. Только по мере повышения температуры до 200°C было установлено увеличение анодного осадка и наличие в нем карбидов типа Fe_3C и сделан вывод о том, что причиной аномального роста твердости при низкотемпературном твердении инструментальной стали являются структурные превращения в инкубационном периоде формирования цементита [47].

С целью выявления природы превращений было изучено изменение удельного электросопротивления для сталей ХВГ и У8 при старении длительностью 4000 час при комнатной температуре. В первые 1-2 часа наблюдалось резкое снижение

удельного электросопротивления. Значительное нарастание твердости на начальной стадии старения и резкое падение электросопротивления в этот период свидетельствуют о том, что ранние стадии распада (по-видимому, образование сегрегатов и областей типа зон Гинье-Престона-Багаряцкого) оказывают весьма существенное влияние на процессы твердения. Образование сегрегатов должно развиваться на дислокациях, т.к. в этих условиях должно преимущественно протекать гетерогенное зарождение карбидной фазы [47].

Полученные экспериментальные сведения о ранних стадиях старения полностью согласуются с исследованиями Г.В. Курдюмова, в которых он отмечал, что при комнатной температуре процесс образования атмосфер Котрелла вокруг дислокаций в основном завершается за 1-2 часа. Исследования методом внутреннего трения подтвердили, что в интервале 25-100°C происходит постепенное повышение значений логарифмического декремента колебаний, а при температуре 110°C фиксируется его максимальное значение. С увеличением длительности старения до 300 мин происходило повышение значений коэрцитивной силы с 38 до 50 [47].

В экспериментах по изучению тепловыделения было установлено, что для предварительно закаленных образцов, подвергнутых старению в течение 720 часов, значительных термических реакций не протекает в температурном интервале от -60 до +72°C, однако затем тепловыделение увеличивается вплоть до 170°C, т.е. задолго до появления обособившихся карбидов. Легирование повышает «теплоустойчивость» стали на стадии ее распада в латентном периоде. Для свежезакаленных сталей, помещенных в жидкий азот сразу же, начиная с температуры -50 и до -28°C протекает процесс поглощения тепла, а затем его выделение. Процесс поглощения тепла авторы связали со структурными превращениями на очень ранних стадиях распада мартенсита, еще до начала образования сегрегаций и, тем более, зон Гинье-Престона - Багаряцкого. Таким образом, выявлено, что твердению мартенсита во времени свойственно повышение твердости на ранних стадиях, снижение электросопротивления, затухание декремента колебаний, увеличение коэрцитивной силы и, кроме отдельных случаев, протекание экзотермических реакций.

Процессы при отпуске. Как установлено [58], на I стадии распада мартенсита при отпуске происходит выделение значительного количества углерода из пересыщенного α -твердого раствора путем двухфазного распада с образованием

дисперсных выделений карбидной фазы. На этой стадии отпуска в стали, как указывается, одновременно существуют два твердых раствора углерода в α -железе: не испытавший распада твердый раствор с исходной концентрацией углерода и твердый раствор, обедненный углеродом за счет выделения частиц карбидной фазы. Предполагается, что обедненный углеродом твердый раствор находится в «коллоидном равновесии» с дисперсными частицами карбидов во всей рассматриваемой температурной области (90—180°C для углеродистых сталей). Г. В. Курдюмов и М. П. Арбузов впервые установили, что в области температур первого превращения образуется карбидная фаза Fe_xC , которая по своей природе отличается от наиболее стабильного карбида железа — цементита.

В настоящее время можно считать установленным, что при низкотемпературном распаде железуглеродистого мартенсита образуется ϵ -карбид железа. Кристаллическая структура карбида низкотемпературного отпуска описывается гексагональной плотноупакованной решеткой с параметрами $a = 0,273$ нм, $c = 0,433$ нм.

Таким образом, в результате первого превращения мартенсит закалки переходит в мартенсит отпуска, концентрация углерода в котором значительно превосходит равновесное содержание углерода в α -железе. Выделившийся из мартенсита углерод образует дисперсную метастабильную карбидную фазу. В работе [59] на примере стали AISI 4340 (0,39C-0,24Si-0,61Mn-1,46Ni-0,67Cr-0,17Mo) методами просвечивающей электронной микроскопии подтверждено, что после отпуска при 200°C в течение 2 часов в структуре реечного мартенсита обнаруживается ϵ -карбид. В стали с 0,45% обнаружено формирование ϵ -карбида после отпуска при температуре 450°C при индукционном нагреве, и цементита – при более высоких температурах [60], тогда как при обычном нагреве в печах ϵ -карбид (Fe_2C , Fe_5C) образуется при отпуске с температурами выше 250°C [61].

II стадия распада мартенсита носит однофазный характер: концентрация углерода в твердом растворе постепенно уменьшается. Скорость распада мартенсита на этой стадии контролируется скоростью диффузии углерода в сплаве и скоростью роста частиц карбидов. Дальнейшее постепенное выделение углерода из пересыщенного α -твердого раствора связано с коагуляцией карбидных частиц. Этот процесс

протекает сравнительно медленно и в углеродистых сталях заканчивается в основном при отпуске выше 300°C.

Второе превращение — превращение остаточного аустенита, которое происходит в углеродистых сталях в интервале 180—260°C. В интервале второго превращения остаточный аустенит переходит в гетерогенную смесь, состоящую из пересыщенного

α -раствора и карбидной фазы. По своей природе этот процесс аналогичен бейнитному превращению первичного аустенита. В работе [62] авторы делают вывод, что охрупчивание стали связано с заметной ϵ -карбида межреечным цементитом при отпуске, а также с механической неустойчивостью тонких прослоек межреечного аустенита (как следствие выделения этого карбида), что в конечном счете приводит к хрупкому разрушению.

Известно, что в дальнейшем, при *третьем превращении* происходят процессы, приводящие к резкому изменению свойств сталей в области температур отпуска 300—400°C. Значительные по величине изменения удельного объема, теплоемкости, намагниченности насыщения и ряда других свойств следует трактовать как результат перехода низкотемпературного карбида в цементит. Указывается, что процесс превращения ϵ -карбида в цементитную фазу происходит за счет растворения частиц

ϵ -карбида и роста кристаллов цементита, имеющих, по-видимому, благоприятную кристаллографическую ориентировку. Основанием для такого заключения является то, что в процессе отпуска увеличивается размер цементитных частиц, выделившихся по границам мартенситного кристалла, и уменьшается количество более мелких выделений ϵ -карбида.

Различными авторами предложены разные схемы рассматриваемых процессов при отпуске в соответствии с рисунком 1.5.3, и природа этих превращений все еще остается дискуссионной [60]:

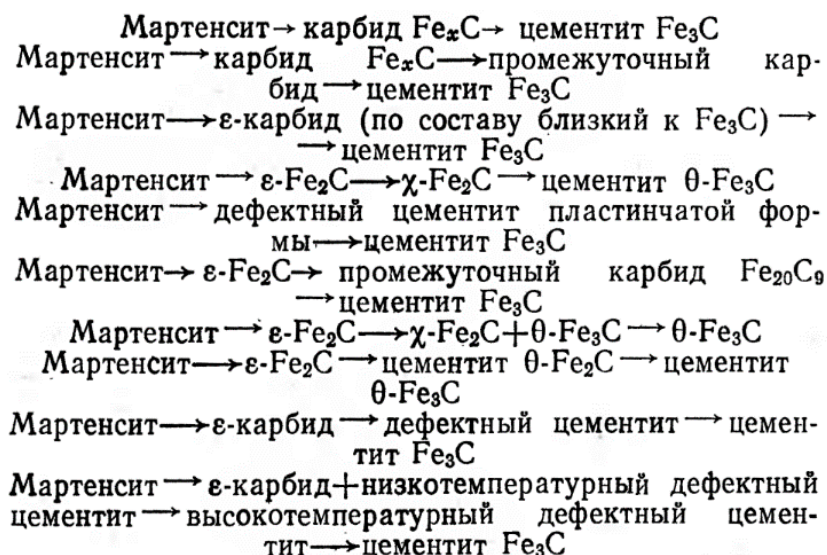


Рисунок 1.5.3 – Схемы карбидообразования при отпуске [60]

Несколько более поздние исследования указывают на то, что существуют некоторые вопросы по поводу сегрегации атомов углерода на предварительной стадии и кристаллической структуры промежуточного карбида на первой стадии. Согласно исследованиям Изотова [63], а также Нагакура [64, 65] и др., которые изучали сплавы Fe-Cr-C и Fe-C соответственно, на предварительной стадии образуется карбид Fe_4Si /или Fe_4Co сверхрешеткой, а также наблюдается упорядочение атомов углерода. Известно, что промежуточный карбид, образующийся на первой стадии отпуски, имеет гексагональную решетку. Многие исследователи называют этот карбид ε -карбидом [66]. Однако Хиротсу и др. [67], а также Шимизу и др. [68] определили, что промежуточный карбид имеет орторомбическую решетку. Это искажение гексагональной решетки Hirotsu с соавторами было отнесено к упорядочению атомов углерода в карбиде. Карбид с таким упорядочением был ими назван η -карбидом. Формирование такого карбида было обнаружено авторами работы [69] в железомарганцевых сплавах с содержанием углерода 1-1,25% и марганца 4-5% методами электронной микроскопии.

Дополнительные сведения по природе рассматриваемых явлений были получены авторами [57] методами рентгеноструктурного анализа при изучении изменения параметра кристаллической решетки и ширины дифракционной линии. Указанные параметры изучали на свежезакаленных образцах и после отпуски в течение 1 часа при 30, 50, 75, 100, 125, 150, 175 и 200°C. При температуре отпуски до

50°С наблюдалось незначительное уменьшение параметра решетки и ширины линии. Однако при температуре 75°С выявлено повышение указанных параметров, что было объяснено появлением областей внутрифазовой неоднородности, т.е. более поздних стадий в формировании карбида Fe₃C. В более легированной стали эта область смещена в сторону более высоких температур. Появление когерентных выделений Fe₃C толщиной 3-5нм при длине 40-80нм подтверждено методами электронной микроскопии. После отпуска 300°С методом микродифракции установлено, что выделившиеся дисперсные частицы имеют кристаллическую решетку Fe₃C [57].

Авторы работы [70] провели серию экспериментов на среднеуглеродистой стали по определению ударной вязкости и твердости. Полученные результаты показали (рис.1.5.4), что при температурах 250 – 400°С развивается необратимая отпускная хрупкость, вследствие чего назначение таких температур не рекомендуется. Химический состав исследованной стали приведен в таблице 1.5.3.

Таблица 1.5.3 – Химический состав высокопрочной стали [70]

Массовая доля элементов, %, не более или в диапазоне									Сэ, % не более
C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cu	Прочие	
0,30	0,1-0,3	0,7- 1,0	0,010	0,005	0,3- 0,4	0,8- 1,2	0,1-0,2	Cr, V, Nb, Ti, В	0.69
<p><i>Примечание.</i> Углеродный эквивалент $C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}$.</p>									

Таким образом, обобщение экспериментальных данных показывает, что закаленным низколегированным сталям свойственно низкотемпературное твердение, при котором за 50-100 часов наблюдается повышение твердости от 61-64 HRC до 67,7 HRC, соизмеримой с твердостью цемента.

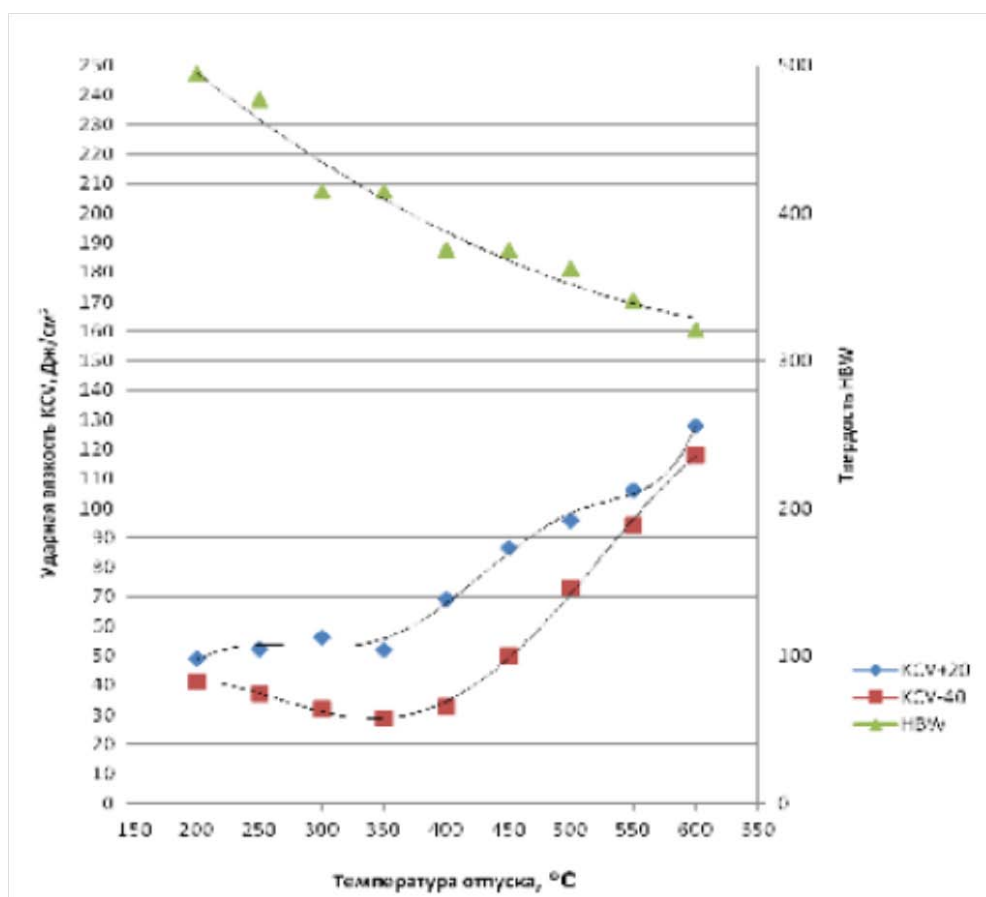


Рисунок 1.5.4 - Зависимость ударной вязкости и твердости от температуры отпуска среднеуглеродистой стали [70]

Твердение не удалось связать ни с распадом остаточного аустенита, ни с выделением цементита при длительностях старения до 7000 час. При дилатометрических исследованиях не обнаруживалось увеличение объема, сопутствующее переходу аустенита в мартенсит, а наоборот, его уменьшение, что всегда проявляется в пересыщенных твердых растворах на стадиях предвыделения избыточных фаз. При потере когерентности происходит разупрочнение.

В области температур 250-400 °C наблюдается отпускная хрупкость и снижение твердости в среднеуглеродистых комплекснолегированных сталях, поэтому разработка режимов низкотемпературного отпуска в связи с широким спектров происходящих процессов (предвыделение и выделение промежуточных карбидов, распад остаточного аустенита, образование межреечного цементита), является достаточно сложной задачей и зависит от композиции легирования стали.

1.6. Технологии производства деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин

Наиболее используемый в РФ способ изготовления деталей рабочих органов сельхозмашин, например, лемеха включает следующие технологические операции: рубка заготовок в размер из термообработанного листового проката; гибка заготовок в размер на гибочных штампах или прессах; фрезерование лезвия или его абразивная обработка; зенковка отверстий на сверлильном станке; прошивка квадратных отверстий на штампе или прессе; нанесение износостойкой наплавки. Режущую кромку лемеха заостряют до толщины 1-2 мм и угла не более 40 градусов.

Альтернативой процедуре абразивной обработки режущей кромки является вальцовка. Заготовку детали с отверстиями подвергают местному нагреву до ковочной температуры в зоне режущей кромки. Данную операцию производят на универсальных индукционных нагревательных установках. На заготовке производят формирование лезвия с использованием универсальных ковочных вальцев соответствующего типоразмера. После проведенных операций производят гибку профиля лезвия также на универсальных прессах. Полученный лемех подвергают закалке с использованием ковочного тепла, а затем проводят отпуск. Способ формообразования режущей кромки путем производительного универсального кузнечно-прессового оборудования повышает производительность производства лемехов [71].

Существует технология изготовления лемеха с помощью прокатки заготовки переменного сечения (с образованием режущей кромки) на прокатном стане. Однако данная технология имеет некоторые недостатки. Так, наличие относительно большого прямолинейного скоса, смежного с вертикальной кромкой малой (2-3 мм) высоты, приводит к появлению ударов верхнего и нижнего валков и их ускоренному износу, а наличие по сечению профиля разных по величине радиусов закруглений выпуклой и вогнутой поверхностей усложняет изготовление валков и их ремонт [72].

Существует технология изготовления литых лемехов из высокомарганцовистой стали [73] и белого чугуна [45].

ВИСГ и Институт черной металлургии НАН Украины разработали складной лемех со сменными лезвиями, которые изготавливают из сталей X12 и X12Ф с переменным носком, предназначенные преимущественно для работы на песчаных почвах. Использование складного лемеха с отрезным носком дает возможность снизить затраты на ремонт и потери металла при выбраковке полностью отработанного лемеха. Срок службы такого лемеха в 2,5-3 раза выше серийных, изготовленные из стали Л-53. Складные ораля имеют тоньше лезвие и удобны в ремонте, так как легко снимаются и не требуют специального оборудования для термообработки. Кроме того, предложенные конструкции лемехов с переменным носком являются штампованными. Сменные детали крепят заклепками. В случае потери работоспособности лезвия или носка их можно легко заменить.

В Центральном научно-исследовательском институте черной металлургии им. И.П. Бардина (Москва) разработана технология создания биметаллическим материалов с наноструктурированным износостойким плакирующим слоем из стали X6Ф1, полученных методом электрошлаковой наплавки. В работах [74, 75, 76] показано, что биметаллы с основным слоем из конструкционных сталей и плакирующим слоем из износостойких сталей типа X6Ф1 являются перспективными материалами для изготовления тяжело нагруженных рабочих органов сельскохозяйственной техники, однако технология не является экономичной. Метод электрошлаковой наплавки плакирующего слоя на основу из конструкционной стали обеспечивает наиболее высокую прочность соединения слоев, гарантирующую отсутствие расслоений. Повышение твердости плакирующего слоя, а, следовательно, и его износостойкости может быть достигнуто путем подбора режимов термической обработки, обеспечивающих формирование в плакирующем слое наноструктурных составляющих, таких как карбиды ванадия и хрома.

Самым производительным методом изготовления лемеха (или другой быстроизнашиваемой детали плуга) является штамповка заготовки с режущей кромкой и последующее нанесение износостойкого покрытия. Штамповка исключает трудоемкую процедуру фрезерования и потери металла, применяется на предприятиях VogelundNoot, Kverneland, Kuhn и у других западных производителей почвообрабатывающей техники. Так, плуги всемирно известной фирмы Kuhn оснащены долотами, лемехами, полевыми досками и другими частями, которые

производят особым способом, а именно ковкой с использованием оборудования с усилием в 5500 т. Изготовленные по такой технологии детали устойчивы к износу. Часто для повышения износостойкости рабочих органов используют полевые доски, изготовленные из трех слоев. В этом случае толщина износостойкого слоя достигает 3,3 мм.

Плуги новой серии "VogelundNoot" оснащены лемехами с дополнительными ножами, что позволяет на тяжелых видах почв при предпосевной обработке лучше измельчать грунт с экономией горючего и расходных материалов.

Концерн Kverneland предлагает новые стандарты для изготовления плугов. На основе компьютерного проектирования и новых процессов закалки фирма достигла значительных результатов в повышении срока службы деталей плугов. Концерн предлагает сменные запасные части к плугам, в том числе орала для продления срока их службы. Сменные носки лемехов дают возможность увеличить их долговечность на 24-28%. Безусловно, возможны потери времени при смене запасных частей, однако при этом повышается производительность и качество вспашки.

Важной задачей также является разработка современных методов получения режущей кромки без значительных потерь металла, как, например, при абразивной обработке, а именно, штамповкой, и упрочнения поверхности режущих кромок деталей путем нанесения износостойких покрытий.

В последнее десятилетие в мире отмечается все более широкое использование технологий горячей штамповки высокопрочных ($\sigma_b > 1000$ МПа) и сверхвысокопрочных ($\sigma_b > 1700$ МПа) сталей. С одной стороны, эта тенденция связана с растущей потребностью автомобильной промышленности в снижении веса изделий за счет уменьшения толщины наиболее нагруженных деталей сложной формы при повышении их прочности; с другой стороны, с повышением требований к точности профиля обрабатываемых инструментов для машиностроения и износостойких деталей для сельскохозяйственной техники.

Штамповка – это формообразование поковки в полостях штампа. Объемная штамповка обеспечивает заданные размеры по трем осям. Ее производят в штампе, состоящем из двух и более частей, при сопряжении которых, образуется объемная полость по форме штампуемой поковки.

В настоящее время применяется два метода горячей штамповки, которые в мировой литературе именуется «прямым» и «непрямым» (рисунок 1.6.1) [77]. В первом случае листовая заготовка нагревается в печи, передается на пресс и штампуется, а затем закаливается в закрытом штампе. Во втором случае основная деформация осуществляется холодной штамповкой, после чего деталь нагревается под горячую штамповку, которая практически является операцией калибровки, и затем подвергается закалке в штампе как в предыдущем случае. По всей видимости, из-за высокой прочности рассматриваемых сталей для сельскохозяйственной техники более реалистичным и технологичным по отношению к ним остается метод прямой горячей штамповки при $T > A_{c3}$, после которой производится закалка из полностью аустенитного состояния. В то же время, если завершать штамповку при температурах несколько ниже A_{c3} , в структуре, помимо основной мартенситной компоненты, останется некоторая доля более мягкого феррита, что часто позволяет повысить пластичность и вязкость стали при сохранении или незначительном уменьшении ее прочности [78].

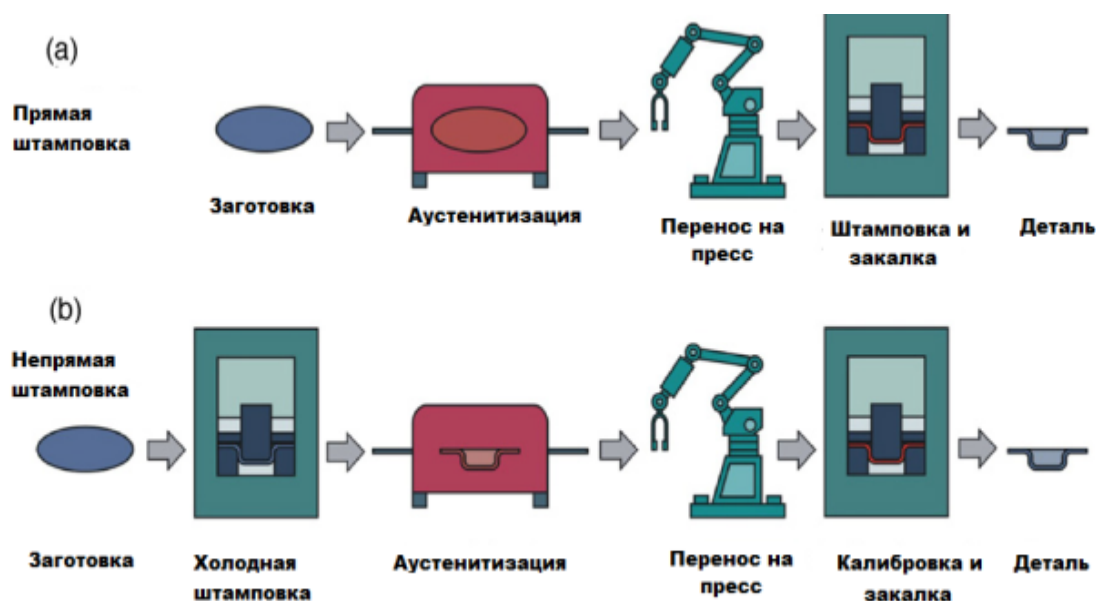


Рисунок 1.6.1 - Процессы прямой (а) и непрямой штамповки (б), согласно [23]

После штамповки заготовку подвергают отделочным операциям: обрезке и зачистке обля, правке, калибровке.

После горячей штамповки и охлаждения на воздухе необходима термическая обработка, состоящая из закалки и отпуска, для придания детали необходимых механических свойств. Альтернативным вариантом является закалка детали

непосредственно после штамповки путем ускоренного охлаждения для реализации дополнительного упрочнения при ВТМО, а затем отпуск. Высокотемпературная термомеханическая обработка предотвращает развитие процессов отпускной хрупкости, что может оказывать благоприятное влияние на вязкость стали.

Горячая штамповка высокопрочных мартенситных сталей в 1977 г. была запатентована (GB 1490535) шведской фирмой Planija, которая использовала эту технологию при производстве режущих частей пил и косилок. Штампованные детали из микролегированной бором высокопрочной стали впервые применены в автомобилестроении в 1984 г. фирмой Saab [79], а в последнее время в мире производится более 100 миллионов подобных деталей за год [80].

Таким образом, перспективным технологическим решением в работе может стать формообразование готовой формы деталей в процессе горячей штамповки и последующей упрочняющей термической обработки.

1.7. Постановка задачи

Рабочие органы сельхозмашин - это детали, которые непосредственно соприкасаются с обрабатываемым материалом (почвой, каменными включениями, растительной массой и пр.).

Выполненный анализ показывает, что среди используемых в настоящее время конструкций почвообрабатывающих органов сельхозтехники большую долю составляют плоские детали, к которым относятся дисковые ножи, лемеха, долота, полевые доски [81]. Рабочие органы сельхозмашин, как правило, эксплуатируются в особо тяжелых условиях, со значительными изгибно-ударными и изнашивающими нагрузками. Выход деталей из строя наступает как вследствие абразивного изнашивания при воздействии грунта, так и в результате излома или изгиба. В зависимости от состояния и типа почв, их уплотненности, засорения камнями потери деталей составляют от 10 до 40%. Детали сельскохозяйственных машин подлежат замене до 7 раз в год, что является абсолютно невыгодным.

В настоящее время в серийном производстве отечественных сельхозмашин, комплектующих изделий и запасных частей к ним используются устаревшие материалы (разработки 50-х...60-х годов прошлого столетия) и технологические процессы их изготовления и обработки.

Техническое состояние серийно выпускаемых отечественных рабочих органов в настоящее время не соответствует мировому уровню и требованиям современного сельхозпроизводства. По такому важному показателю, как ресурс, они уступают зарубежным аналогам в несколько раз. Это выражается в низкой линейной износостойкости изделия, преждевременном затуплении лезвийных частей рабочих органов, большом (до 60% за сезон) количестве поломок и деформаций, связанных с низкими характеристиками прочности, пластичности, упругости, усталостной прочности. Неудовлетворительное техническое состояние этих деталей влечет за собой повышение расхода топлива, повышение количества поломок оборудования и, следовательно, повышение количества необходимых запчастей. Замена таких деталей, которые в настоящее время преимущественно изготавливаются из высокопрочных износостойких сталей зарубежного производства, может происходить до 30 раз за пахотный сезон, потребность в них составляет до 15 млн. шт. в год.

Особенности условий изнашивания, наличие значительных знакопеременных нагрузок предъявляют особые требования к механическим характеристикам (пластичность, прочность, относительное удлинение, вязкость, упругость, предел выносливости, износостойкость и др.) материала деталей сельскохозяйственных машин и технологиям их обработки. Совокупности этих требований удовлетворяют среднелегированные среднеуглеродистые стали с мелкодисперсной мартенситной структурой после закалки и низкого отпуска.

Однако невысокие прочностные характеристики отечественных сталей, предназначенных для деталей сельскохозяйственных машин, негативно отражаются на их материалоемкости. Повышенная материалоемкость, в свою очередь, усложняет конструкцию сельхозмашин (усиленные гидравлические и механические передачи), снижает энергетические и экологические показатели (давление на почву и др.). Для существующих сталей при получении высоких прочностных свойств только за счет корректировки режимов термообработки характерна довольно низкая пластичность.

По сравнению с отечественными аналогами зарубежные имеют ряд неоспоримых преимуществ, например, ресурс эксплуатации высоконагруженных элементов сельскохозяйственной техники зарубежных производителей в 2 и более раз превышает ресурс рабочих органов отечественных плугов. В тоже время существенным недостатком импортной продукции является дороговизна не только самих сельскохозяйственных машин, но и их рабочих органов.

Актуальной проблемой является создание нового поколения сталей, которые обеспечат повышение ресурса эксплуатации высоконагруженной сельскохозяйственной техники, и технологий обработки давлением и упрочняющей термической обработки для изготовления листового проката и плоских деталей рабочих органов.

Технология обработки давлением, наряду с приданием заготовкам требуемой формы, может одновременно использоваться для получения мелкодисперсной структуры. Пластическая деформация изменяет характер распределения и увеличивает плотность несовершенств кристаллического строения — дислокаций, вакансий, дефектов упаковки, мало- и высокоугловых границ. Так как дефекты кристаллической решетки оказывают сильное влияние на формирование структуры сталей и сплавов при фазовых превращениях, то пластическую деформацию перед фазовыми превращениями или в период их развития можно использовать для создания оптимальной структуры стали – в первую очередь, для получения мелкозернистого строения высокотемпературной фазы (аустенита) и конечной превращенной структуры, которая способствует повышению износостойкости.

Для разработки методов эффективного измельчения аустенитного зерна среднеуглеродистых среднелегированных сталей необходимо знать экспериментально подтвержденные температурно-деформационные области действия всех структурообразующих механизмов, протекающих во время горячей деформации. К ним относятся: нормальный рост зерна, происходящий при нагреве заготовок под прокатку или штамповку и в паузах между последовательными обжатиями; динамические процессы (динамическая рекристаллизация и фрагментация), протекающие во время деформации – фазы; постдинамические процессы (метадинамическая и статическая рекристаллизация), которые действуют в паузах

между последовательными деформациями или в процессе охлаждения деформированной заготовки при температурах $T > A_{r3}$.

Проблеме изготовления деталей сельхозмашин наиболее эффективным и экономичным методом горячей штамповки в РФ до настоящего времени уделялось недостаточное внимание как в научно-практическом плане, так и непосредственно в производстве. В то же время, наиболее значимой задачей в области изготовления деталей рабочих органов является замена дорогостоящей и длительной операции механической заточки лезвий рабочих органов на соответствующую технологию штамповки.

В области технологий упрочняющей термической обработки среднеуглеродистых среднелегированных сталей наименее изученным остается вопрос протекания карбидных превращений при низком отпуске, которые в 50-е – 60-е годы прошлого столетия были исследованы недостаточно из-за отсутствия необходимого оборудования и методик.

В связи с вышесказанным **целью настоящей работы** являлась разработка новых износостойких высокопрочных сталей с пределом текучести 1200 - 1700 МПа и технологий их обработки для изготовления деталей рабочих органов почвообрабатывающих сельскохозяйственных машин.

Задачи работы заключались в исследовании:

- фазовых превращений для разработки химического состава экономнолегированных сталей с пределом текучести 1200, 1500 и 1700 МПа с преимущественно мартенситной структурой;

- процессов рекристаллизации в аустените для разработки режимов горячей пластической деформации (прокатки и штамповки в закрытых штампах) листового проката толщиной до 20 мм;

- состояния карбидной фазы, изменения структуры и механических свойств при отпуске для разработки режимов упрочняющей термической обработки листового проката толщиной 6-20 мм и штампованных деталей;

а также в изготовлении опытных партий листового проката и штампованных деталей и оценке их работоспособности в условиях абразивного изнашивания.

Требования к листовому прокату из новых сталей приведены в таблице 1.7.1.

Таблица 1.7.1 - Основные требования к механическим свойствам, предъявляемые к новым сталям с пределом текучести 1200-1700 МПа после термообработки

$\sigma_{0,2}$, МПа не менее	σ_b , МПа не менее	δ_5 , %	КСУ ⁺²⁰ , Дж/см ² не менее	Твердость, HRC, не менее	Коэффициент относительной износостойкости*
1200	1350	8	30	43	1,20
1500	1650	8	25	48	1,35
1700	1850	7	20	52	1,50

*Коэффициент относительной износостойкости – отношение весового износа эталонного образца из стали 45 (38...40 HRC) к весовому износу исследуемого образца

Проверку износостойкости и работоспособности деталей рабочих органов, изготовленных из новых сталей, необходимо было провести в натуральных полевых условиях средней полосы РФ.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Материал для исследований

Для проведения исследований были изготовлены опытные плавки новых сталей, химический состав которых представлен в таблице 2.1.1.

Химический состав стали отличался содержанием углерода, хрома и молибдена, а также микролегирующих элементов – ванадия и ниобия. Углеродный эквивалент $C_{ЭКВ}$, рассчитанный по формуле:

$$C_{ЭКВ} = C + \frac{Mo + Cr + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Mn}{6}, \% \quad (1)$$

составлял от 0,65 до 1,11 %.

Изготовление листового проката проводилось в научно-экспериментальном комплексе ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», оснащённом всем необходимым технологическим оборудованием:

- индукционные печи с ёмкостью тигля от 40 до 400 кг;
- чайниковые ковши для наилучшего отсечения шлака;
- ковочные мощности с массой падающих частей до 3 тонн;
- технологические линии прокатных станов «ДУО-600» и «КВАРТО-800», оснащённые необходимым нагревательным оборудованием;
- широкий ассортимент печей для термической обработки и оборудование для охлаждения листового проката в различных средах.
- высокопроизводительное оборудование для резки высокопрочного листового проката (гильотины, установки для анодной и гидроабразивной резки, фрезерные станки);

Опытные плавки сталей выполнялись в индукционной печи с разливкой в заготовки сечением 70-240 мм², ковкой на ковочном молоте М-1345 с массой падающего груза 3000 кг. Образцы листового проката изготавливались на одноклетьевом стане «Дуо-600» или «Кварто-800» с использованием закалки с отпуском в камерных электрических печах. Основные технологические параметры производства приведены в главе 4.

Таблица 2.1.1 – Химический состав изготовленных опытных плавок, масс.%

№ плавки	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Ti	V	Nb	Al	Ca, по расчёту	B, по расчёту	S	P	Сэкв, %
1	0,19	0,35	1,40	0,04	0,01	0,28	0,01	0,05	-	-	0,08	0,03	-	0,004	0,003	0,48
2	0,30	0,30	1,00	0,31	0,29	0,50	0,10	0,03	0,02	0,04	0,01	0,03	0,003	0,009	0,008	0,63
3	0,35	0,23	1,00	0,30	0,30	0,50	0,09	0,02	0,02	0,04	0,02	0,03	0,003	0,007	0,004	0,68
4	0,35	0,34	0,89	0,49	0,32	0,50	0,08	0,003	-	-	0,04	0,03	0,005	0,048	0,004	0,67
5	0,37	0,26	0,90	0,51	0,65	0,78	0,37	0,03	0,01	0,02	0,06	0,03	0,003	0,009	0,006	0,83
6	0,39	0,24	0,93	0,52	0,31	0,52	0,08	0,018	-	-	0,045	0,03	0,005	0,005	0,003	0,72
7	0,39	0,29	1,00	0,53	0,64	0,80	0,38	0,03	0,02	0,02	0,01	0,03	0,003	0,009	0,006	0,87
8	0,41	0,23	0,92	1,05	1,00	1,00	0,50	0,020	-	0,06	0,013	0,03	-	0,005	0,003	1,00
9	0,42	0,40	1,20	0,70	0,66	1,28	0,39	0,07	0,06	0,03	0,05	0,03	0,003	0,008	0,005	1,06
10	0,45	0,36	1,13	0,67	0,63	1,26	0,40	0,03	0,06	0,02	0,04	0,03	0,003	0,008	0,005	1,07
11	0,42	0,35	1,24	0,78	0,77	1,33	0,42	0,02	0,05	-	0,05	0,03	0,003	0,016	0,024	1,09
12	0,43	0,28	0,77	0,46	0,69	0,66	0,34	0,02	0,05	0,03	0,08	0,03	0,003	0,014	0,018	0,85
13	0,44	0,28	1,04	0,55	0,64	0,70	0,34	0,02	0,03	0,07	0,05	0,03	0,003	0,020	0,025	0,91
14	0,40	0,32	1,25	0,76	0,79	1,30	0,40	0,01	0,04	-	0,01	0,03	0,003	0,014	0,017	1,06
15	0,45	0,32	1,24	0,77	0,79	1,31	0,40	0,01	0,06	-	0,03	0,03	0,003	0,011	0,017	1,11
16	0,44	0,31	1,26	0,78	0,80	1,32	0,41	0,01	0,06	-	0,03	0,03	0,003	0,013	0,015	1,11
17	0,37	0,20	0,79	0,54	0,65	0,68	0,42	0,01	0,03	0,03	0,03	0,03	0,003	0,014	0,018	0,80
18	0,41	0,32	1,19	0,76	0,76	1,16	0,40	0,02	0,08	0,01	0,03	0,01	0,003	0,013	0,016	1,04
19	0,42	0,33	1,20	0,77	0,80	1,21	0,43	0,02	0,05	0,01	0,04	0,01	0,003	0,017	0,016	1,06

2.2. Изучение фазовых превращений

Кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении и деформационном воздействии изучали методами дилатометрического и последующего металлографического анализа путем построения термокинетических диаграмм (ТКД) на дилатометре DIL 805 производства компании VÄHRThermoanalyse (рис. 2.2.1) с возможностью предварительного деформирования.

Термический цикл обработки заключался в нагреве образцов диаметром 5 мм до 900 или 1200°C со скоростью 1-5°/с, выдержке в течение 10 мин и охлаждении с различной скоростью. После нагрева до 1200°C образцов диаметром 5 мм выполнялась также деформация сжатием на 30 % при температуре 1150°C и последующее охлаждение со скоростью от 0,5 до 50°/с.



Рисунок 2.2.1 - Высокоскоростной закалочно-деформационный дилатометр DIL-805

Во время охлаждения фиксируется изменение длины образца и строится зависимость изменения длины от температуры. Температура начала превращения определяется методом отрыва от касательных.

2.3. Исследование процессов структурообразования при горячей пластической деформации с использованием имитационного моделирования

Для проведения физического моделирования горячей прокатки и штамповки и исследования структурообразующих процессов, протекающих во время и после деформации, использовался модуль пластометрического комплекса Gleeble-3800 для выполнения деформации сжатием HydraWedge (рисунок 2.3.1), который гарантированно позволяет реализовать скорости деформации от 0.01 с^{-1} до 200 с^{-1} .



Рисунок 2.3.1 - Модуль испытательного комплекса Gleeble – 3800 для выполнения деформации сжатием или растяжением «Гидромолот» Hydrowedge.

Для проведения испытаний использовались цилиндрические образцы на сжатие диаметром 10 мм, длиной 15 мм (рисунок 2.3.2).

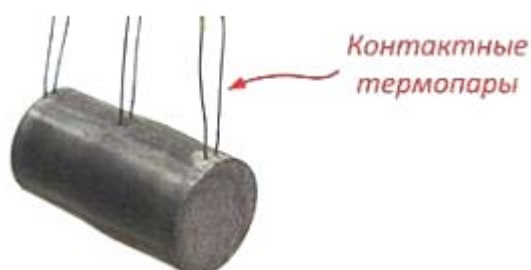


Рисунок 2.3.2 - Цилиндрический образец для испытаний на сжатие на Gleeble-3800

Обработка экспериментальных данных, полученных на Gleeble-3800, проводится с помощью специального программного пакета OriginLab 8.0, который

позволяет качественно производить обработку большого объема данных (в отличие от Excel), а именно: строить диаграммы деформирования, работать с отдельными ее участками, получать температурные и временные зависимости.

Режим нагрева до деформации был одинаков для всех образцов с целью обеспечения одинакового исходного структурного состояния: скорость нагрева составляла $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, температура нагрева -1200°C , время выдержки – 30 секунд, скорость охлаждения - $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Определение критической деформации, необходимой для начала динамической рекристаллизации (ДР), проводилось методом однократного изотермического сжатия [40]. Температуры деформации составляли 950, 1050 и 1150°C и были выбраны в соответствии с промышленными температурами горячей прокатки и штамповки среднеуглеродистых сталей высокой прочности. Скорость деформации составляла 1 и 100 с^{-1} , максимальная относительная деформация равнялась 78%, скорость охлаждения – максимально достижимая на воздухе.

Схема обработки для определения параметров при исследовании динамической рекристаллизации представлена на рисунке 2.3.3.

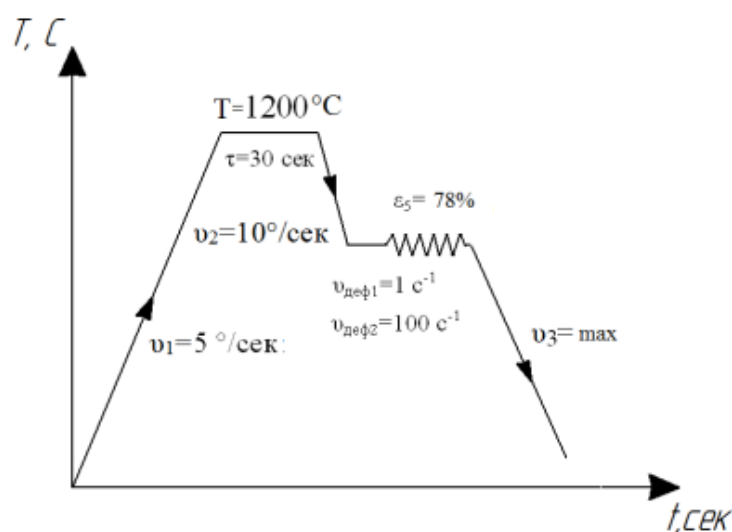


Рисунок. 2.3.3 - Схема обработки для определения параметров динамической рекристаллизации

Результатом эксперимента являются кривые пластического течения. Пороговая для ДР величина деформации ϵ_p определялась на диаграммах деформирования по характерному пику напряжений.

При имитации горячей прокатки скорость деформации выбрана 1 с^{-1} , что соответствует средней скорости прокатки в промышленных условиях, а при имитации

горячей штамповки скорость деформации выбрана 100 с^{-1} , что соответствует средней скорости штамповки на молоте.

Исследование кинетики статической рекристаллизации ($\text{CP}_{\text{нр}}$ и $\text{CP}_{\text{зр}}$) проводилось методом релаксации напряжений, описанном в [47, 39]. Температурно-деформационные режимы для всех марок стали были одинаковы. При скорости деформации 1 с^{-1} температуры деформации равнялись $950, 1000$ и 1050°C , степень относительной деформации для каждой температуры составляла 10 и 25% , время выдержки после деформации составляло 600 с , и скорость охлаждения – максимально достижимая на воздухе. При скорости деформации 100 с^{-1} температуры деформации равнялись 1050 и 1150°C , степень относительной деформации для каждой температуры составляла 40 и 60% , время выдержки после деформации – 600 с , и скорость охлаждения – максимально достижимая на воздухе.

Для точного определения времени начала СР использовались два критерия, позволяющие исключить переходные процессы, связанные с остановкой захватов деформирующего устройства, описанные в статье [48]. Первым критерием является выполнение условия $d^2|\epsilon|/dt^2 < 0$ на исключаемом участке замедления деформации (рисунок 2.3.4(а)), а вторым – то, что зависимость величины напряжений от времени должна быть вогнутой ($d^2|\sigma|/dt^2 > 0$), поскольку в силу физической природы скорость релаксации постепенно снижается (рисунок 2.3.4(б)). На предшествующий переходный участок, где напряжения снижаются при замедлении активной деформации, это требование не распространяется.

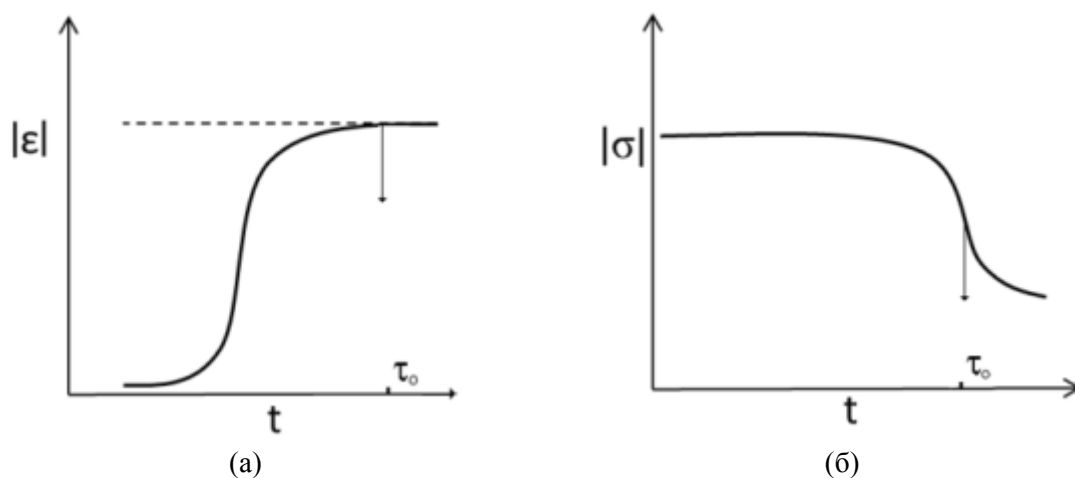


Рисунок 2.3.4 - Определение момента начала релаксации на зависимостях величины деформации (а) и напряжения (б) от времени

Время завершения СР ($\tau_{ЗСР}$) определялось как точка пересечения касательных на кривой релаксации напряжений между участком, на котором происходит понижение уровня напряжений (рисунок 2.3.5, участок 1), связанное с протеканием именно СР и между участком длительного во времени, монотонного и незначительного понижения напряжений (рисунок 2.3.5, участок 2), связанного с процессом роста новых зерен, образованных в процессе первичной рекристаллизации (точка $\tau_{ЗСР1}$). Наложение процесса образования карбидов (рисунок 2.3.5, участок К) на кривую релаксации напряжений может мешать определению времени завершения СР. В этом случае время завершения СР принималось как время, при котором наблюдается наименьший уровень напряжений, предшествующий началу процесса упрочнения, связанного с началом процесса выделения карбидной фазы (точка $\tau_{ЗСР2}$).

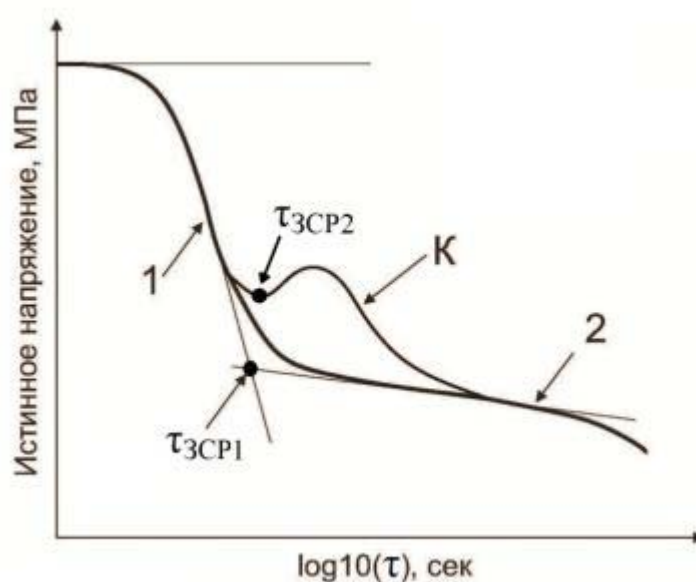


Рисунок 2.3.5 - Схема определения времени завершения статической рекристаллизации, где 1-участок протекания СР; 2-участок роста новых зерен; К- процесс образования карбидов; $\tau_{ЗСР1}$ - время завершения СР, определенное как пересечение участков 1 и 2; $\tau_{ЗСР2}$ - время завершения СР, определенное при наложении процесса карбидообразования

2.4. Методы исследования структуры

2.4.1. Оптическая металлография

С целью оценки фазового и количественного состава структуры стали, при изменении легирования, технологии изготовления и сортамента листового проката проводили исследование микроструктуры методами оптической металлографии.

Изготовление шлифов проводили в соответствии с РД 5.9555-74 «Металлы и сплавы. Изготовление и травление металлографических микрошлифов». Шлифование и полирование образцов проводили на установке "Sapfir" с использованием шлифовальной пленки и абразивных суспензий. Скорость вращения диска со шлифовальной шкуркой ~ 1000 об/мин.

Перед травлением для выявления микроструктуры на нетравлёных шлифах при увеличении 100 крат выполнялся анализ содержания неметаллических включений в структуре исследуемых образцов в соответствии с ГОСТ 1778.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах после травления в реактиве Ниталь (3-4% спиртовом растворе HNO_3) с использованием световых инвертированных металлографических микроскопов AxioObserver (Zeiss), или «Axiovert» 40 MAT, оснащенных цифровыми видеокамерами и системами ввода изображений VS CTT 205C, при увеличении 100, 200 и 500 крат в соответствии с ГОСТ 5640.

Оценка размеров зерен проводилась по ГОСТ 5639, а также методами количественной металлографии, для которой используется анализатор изображения «Clemex» на шлифах после травления в насыщенном растворе пикриновой кислоты с добавлением поверхностно-активных веществ.

Для улучшения выявления границ исходных аустенитных зёрен образцы до полировки подвергали длительному отпуску при 600°C.

Статистический анализ структурных элементов проводили на оптическом микроскопе «TECHNOMEIUM 7200» с программным обеспечением «ThixometPro» (рисунок 2.4.1.1), при увеличениях от 200 до 1000 крат.

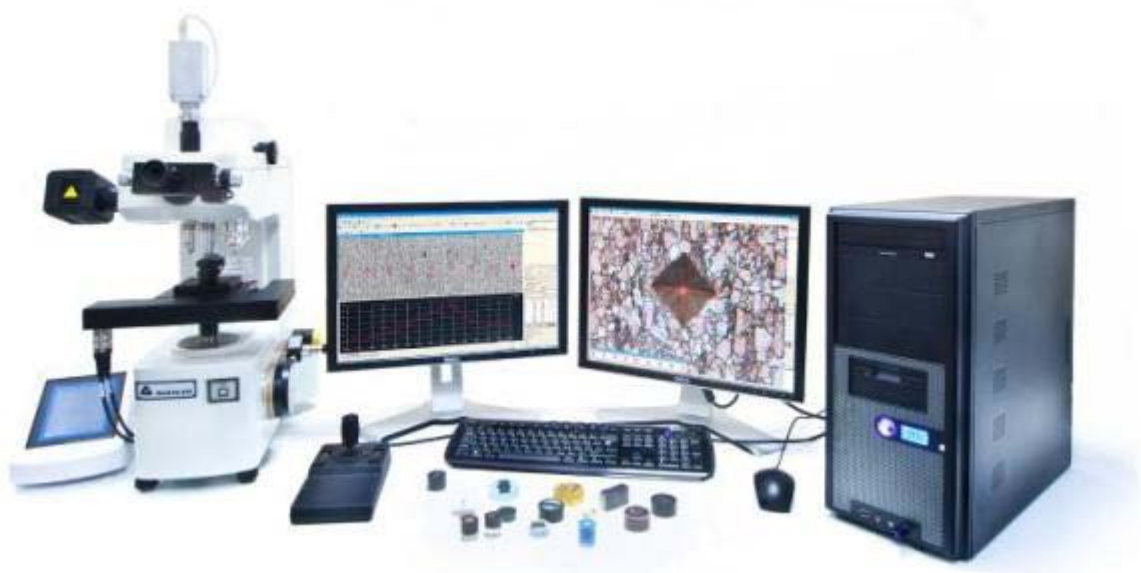


Рисунок 2.4.1.1 - Автоматизированный комплекс «Тиксомет».

2.4.2. Растровая электронная микроскопия

Фрактографические исследования морфологии, распределения фаз, их химического состава, характера разрушения образцов методами растровой электронной микроскопии выполнялись с применением SEM «Philips-535».

Анализ поверхности разрушения выполнен после предварительной очистки образца растворителем в ультразвуковой ванне.

2.4.3. Кристаллографический анализ методом обратно отраженных электронов (EBSD-анализ)

Для количественного кристаллографического анализа микроструктуры методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) использовался сканирующий электронный микроскоп Quanta 200 3D, оснащенный анализатором обратно рассеянных электронов. В частности, задавая с помощью стандартной опции EBSD угловой диапазон отображаемых границ, удалось исключить известные «межвариантные разориентировки» [82, 83] мартенситных кристаллов, что позволило

с приемлемой точностью выявить границы между бывшими зернами аустенита. Эти границы были наложены на превращенную структуру, предварительно отображенную с помощью стандартной опции «Imagequality». Спектры распределения мартенситных блоков по размерам определяли с углом толерантности 5° для границ между ними, что позволило учесть влияние пластической деформации на структурообразование. Степень искажения мартенситных реек отображается стандартной функцией GAM («grain average misorientation»), а диапазоны значений соответствуют приведенной цветовой шкале.

2.4.4. Просвечивающая электронная микроскопия

Тонкие фольги для просвечивающей электронной микроскопии изготавливали методом электролитического утонения последующей очисткой в установке ионного травления Fischione 1010 IonMill. Подробное исследование структуры материалов проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai G² 30 S-TWIN при ускоряющем напряжении 200кВ. Плотность дислокаций определяли по методу секущих.

Кристаллическую решетку дисперсных выделений идентифицировали по методу одиночных рефлексов [84].

2.5. Исследование влияния термической обработки на структуру и свойства листового проката

Термическую обработку исследуемых образцов проводили в камерных печах:

- для закалки использовали печи типа СНО-3,0х6,5 и «НАКАЛ»;
- для отпуска - печи типа СНОЛ 1.6.2.5.1/11-И2.

Посадка образцов осуществлялась в печь, нагретую до заданной температуры.

Для охлаждения использовались баки с водой, маслом, некоторые образцы охлаждались на спокойном воздухе. Режимы нагрева и время выдержки приведены в главе 4.

2.6. Определение механических свойств

Для определения механических свойств при растяжении использовалась разрывная машина ZwickZ250.

Характеристики испытательной машины ZWICK Z250:

- Номинальная нагрузка 250 кН;
- Скорость испытаний 0,0005...1000 мм/мин вплоть до номинальной нагрузки;
- Высокоточное перемещение. Класс точности 1: 500 Н – 250 кН. Класс точности 0,5: 2500 Н – 250 кН в каждом случае по EN ISO 7500-1. Разрешение +/- 456.000 разрядов за 100 мс.

Для листов толщиной 6 мм изготавливались цилиндрические образцы на растяжение по ГОСТ 1497 тип 3№9, для листов толщиной 10 мм и более – тип 3 №6. При испытаниях определяли следующие механические характеристики: предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, равномерное относительное удлинение, которое затем использовали для оценки деформационной способности листового проката, а также относительное сужение. Во время испытаний записывалась диаграмма растяжения. Величину относительного равномерного удлинения использовали для оценки деформационной способности стали при действии изгибных нагрузок.

Для определения ударной вязкости испытания проводили по ГОСТ 9454 на образцах тип 3 для листов толщиной 6 мм, тип 1 - для листов толщиной более 10 мм. При каждой температуре испытывали по 3 образца. Охлаждение образцов производили в термостате, обеспечивающем равномерное охлаждение и контроль температуры, в смеси жидкого азота с этиловым спиртом. В процессе проведения испытания в соответствии с ГОСТ 9454 допускается переохлаждение образцов на 2°С

от заданной температуры. Для контроля температуры охлаждающей среды применялся термометр с погрешностью не более $\pm 1^\circ\text{C}$ в соответствии с ГОСТ 9454-78. Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре «Metrocom». Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 9454-78.

Определение твердости проводили на твердомере Роквелла по ГОСТ 9013.

2.7. Оценка характеристик работоспособности листового проката и деталей рабочих органов

2.7.1. Стендовые испытания на износостойкость листового проката

Стендовые испытания на износостойкость заключаются в проведении сравнительных (в сравнении с эталоном) испытаний исследуемых материалов на приборе ИМ-01, путем сравнения данных весового износа. Результатом испытаний является показатель относительной износостойкости по весовому износу материала относительно эталона. В качестве эталона использовался образец из стали 45, термообработанный на твердость 40 ± 2 ед. HRC.

Испытания материалов на абразивную износостойкость¹ в условиях ударного воздействия на абразивные частицы в соответствии с ГОСТ 23.208-79 осуществлялось по принципиальной схеме, приведенной на рисунке 2.7.1.1.

Находящийся во вращающемся с постоянной скоростью барабане-бункере 1 абразивный материал 2, просыпаясь на наклонные склизы 3, подается под вращающийся ролик 4 в прорезь нагруженного держателя 5 образца 6, закрепленного в держателе болтом 7. Абразивные частицы заклиниваются между поверхностью ролика 4 и поверхностью образца 6, протаскиваются и вызывают тем самым износ. Подача абразива в зону изнашивания определяется диаметром выпускного отверстия 8 в барабане-бункере.

¹ Испытания проводили в ФГБНУ «Всероссийский институт механизации сельского хозяйства», г. Москва

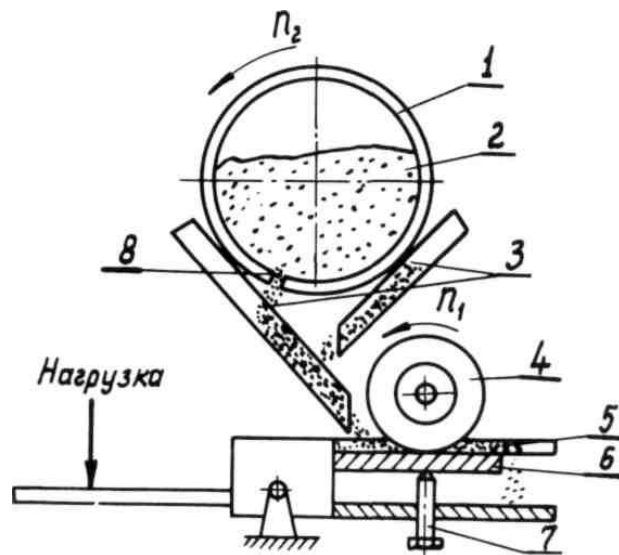


Рисунок 2.7.1.1 - Принципиальная схема устройства для испытаний на износостойкость по ГОСТ 23.208-79.

В качестве абразива использовались частицы электрокорунда грануляцией 40-80мкм. Нагрузка на ролик – 100 г. Цикл испытания составлял 30 минут.

Фотографии установки и испытанных образцов представлены на рисунке 2.7.1.2:



а



б

Рисунок 2.7.1.2 а – испытательная машина ИМ-01 для определения износостойкости; б – вид испытанных образцов

2.7.2. Оценка деформационной способности листового проката

Для определения деформационной способности проводили серию испытаний на установке трехточечного изгиба образцов шириной 25 мм, 40 и 50 мм длиной 250-300 мм, вырезанных из листового проката толщиной 6 и 18 мм. Испытания проводили при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 14019. Расстояние между опорами составляло 100-140 мм в зависимости от длины образца.

Под действием нагрузки доводили образцы до разрушения, после чего измеряли угол загиба. Результат испытаний считался удовлетворительным, если проба выдерживает загиб до 120° без разрушения

Оценка деформационной способности по величине относительного равномерного удлинения проводилась при испытаниях на растяжение по ГОСТ 1497.

2.7.3. Натурные испытания на износостойкость деталей рабочих органов

Для проведения натурных испытаний на износостойкость были изготовлены опытные партии штампованных деталей в соответствии с разработанной технологической и конструкторской документацией. Испытания проводились в сельскохозяйственных предприятиях РФ и в специализированных сельскохозяйственных испытательных предприятиях – Государственных машино-испытательных станциях (ГМИС).

В соответствии с программой испытаний на каждой детали фиксировался:

- линейный износ (разница линейных размеров в изнашиваемых зонах) при определенной наработке на деталь;
- коэффициент повышения линейной износостойкости опытной детали в сравнении с серийным аналогом;
- коэффициент относительной износостойкости покрытия.

Линейный износ определяется как разность размеров (в определенной зоне) после начала и окончания испытаний. Обязательно указывается наработка на деталь, соответствующая продолжительности испытаний. Определенному значению линейного износа должна соответствовать определенная наработка, измеряемая в гектарах, либо в мото-часах (для конкретных типов сельхоз-орудий). Замеры осуществляются линейкой, либо штангенциркулем.

Определение коэффициента повышения линейной износостойкости в различных изнашиваемых зонах детали осуществлялся по формуле:

$$K_{\text{ли}} = \frac{U_{\text{лСер.}}}{U_{\text{лОп.}}},$$

где $K_{\text{ли}}$ - коэффициент линейной износостойкости; $U_{\text{л оп.}}$ – линейный износ опытной (изготовленной из новых материалов по $U_{\text{лсер.}}$ - линейный износ серийной детали, мм.

Выводы по главе 2

Предложенный комплекс исследования фазовых превращений, структуры, механических свойств и характеристик работоспособности позволяет корректно и достоверно оценить качество новых сталей, сравнить исследуемые характеристики с аналогичными характеристиками известных сталей.

ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ 1200-1700 МПА

Для изготовления рабочих органов сельхозмашин представляют интерес недорогие экономнолегированные среднеуглеродистые высокопрочные стали с мартенситной структурой и содержанием углерода 0,30% - 0,65%. В результате закалки на мартенсит создается субмикроструктурная структура с высокой долей поверхностей раздела пластин и реек мартенсита, представляющих собой препятствия для движения дислокаций. Кроме того, присутствие атомов углерода также определяет сопротивление движению дислокаций, вызывая упрочнение [85, 86, 82, 83]. Твердость и другие механические свойства возрастают с ростом концентрации растворенного углерода в аустените перед закалкой. Однако большие внутренние напряжения в стали с высоким содержанием углерода обуславливают высокую хрупкость мартенсита, для снижения которой проводят отпуск, и могут снижать деформационную способность стали.

В настоящей главе представлены результаты исследования фазовых превращений, которые протекают в исследуемых сталях различного легирования при охлаждении после горячей пластической деформации и после закалки, формируя необходимую мартенситную структуру. Представлен разработанный химический состав стали для дальнейших исследований.

3.1. Исследование фазовых превращений среднеуглеродистой среднелегированной стали

Исследования фазовых превращений производили на дилатометрических образцах, изготовленных из опытных плавок высокопрочных сталей с различным содержанием легирующих и микролегирующих элементов (таблица 3.1.1).

Таблица3.1.1 - Химический состав опытных плавок (масс. %)

№ плавки	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Ti	V	Nb	Al	Ca, по расчёту	B, по расчёту	S	P
2	0,30	0,30	1,00	0,31	0,29	0,50	0,10	0,03	0,02	0,04	0,01	0,03	0,003	0,009	0,008
5	0,37	0,26	0,90	0,51	0,65	0,78	0,37	0,03	0,01	0,02	0,06	0,03	0,003	0,009	0,006
6	0,39	0,24	0,93	0,52	0,31	0,52	0,08	0,02	-	-	0,05	0,03	0,005	0,005	0,003
8	0,41	0,23	0,92	1,05	1,00	1,00	0,50	0,02	-	0,06	0,01	0,03	-	0,005	0,003
10	0,45	0,36	1,13	0,67	0,63	1,26	0,40	0,03	0,06	0,02	0,04	0,03	0,003	0,008	0,005

В качестве базового состава стали с гарантированным пределом текучести не менее 1200 МПа на основе анализа литературных данных была предложена опытная сталь с условным номером плавки 2, которая характеризуется содержанием углерода 0,30%, кремния 0,30%, марганца 1 %, никеля и меди по 0,30 % каждого, хрома и молибдена 0,50 % и 0,10 % соответственно. Содержание элементов, отвечающих за торможение роста аустенитного зерна (титана и ниобия) составляет 0,03 % и 0,04 %, ванадий в количестве 0,02 % способствует закреплению границ деформационного происхождения при охлаждении после горячей пластической деформации.

Для обеспечения более высокого уровня прочности (предел текучести не менее 1500 МПа) в опытной стали плавки 5 содержание углерода увеличено до 0,37%. С повышением прочности необходимо обеспечить вязкость стали на том же уровне, чему способствуют добавки никеля и меди. Повышено содержание никеля на 0,2% (до 0,51%), меди на 0,35 % (до 0,65 %), хрома на 0,3% (до 0,78%) и молибдена до 0,40%.

Плавка 6 отличалась от химического состава плавки 5 более высоким содержанием углерода (0,39%), а содержание меди, хрома и молибдена, как и в стали плавки 2, составляло 0,30%, 0,50%, 0,10% соответственно. В этой плавке не использовался ванадий и ниобий, расчетное содержание бора составляло 0,005% в отличие от всех остальных опытных плавок (за исключением плавки 8), где расчетное содержание бора было установлено на уровне 0,003%.

Плавка 8 была изготовлена без применения бора, увеличивающего прокаливаемость, однако было значительно увеличено содержание никеля, меди и хрома до 1% каждого, кроме того содержание молибдена повышено до 0,50% и добавлялся ниобий в количестве 0,06%.

Для получения стали с пределом текучести не менее 1700 МПа был предложен химический состав опытной плавки 10, где содержание углерода составило 0,45%,

незначительно увеличено содержание кремния и марганца до 0,36% и 1,13%, содержание никеля превосходило 0,65%, в 2,5 раза увеличено содержание хрома в сравнении с плавкой 2, суммарное содержание титана, ванадия и ниобия не превышает 0,12%.

Все опытные плавки имели невысокое содержание вредных примесей серы и фосфора (не более 0,01% каждого) благодаря использованию в качестве основного шихтового материала армко-железа. Тем не менее, для модифицирования неметаллических включений использовали кальций, который добавляли по расчету на 0,03%.

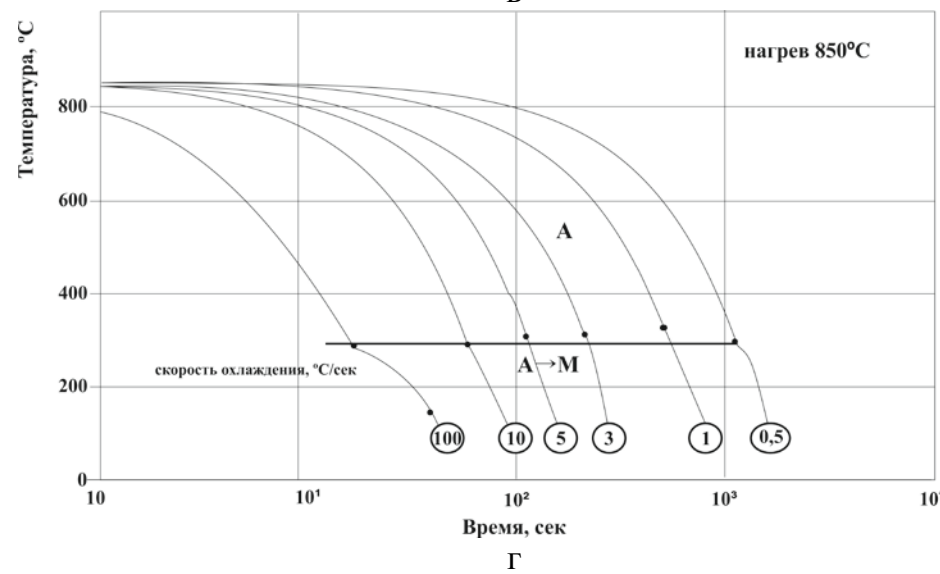
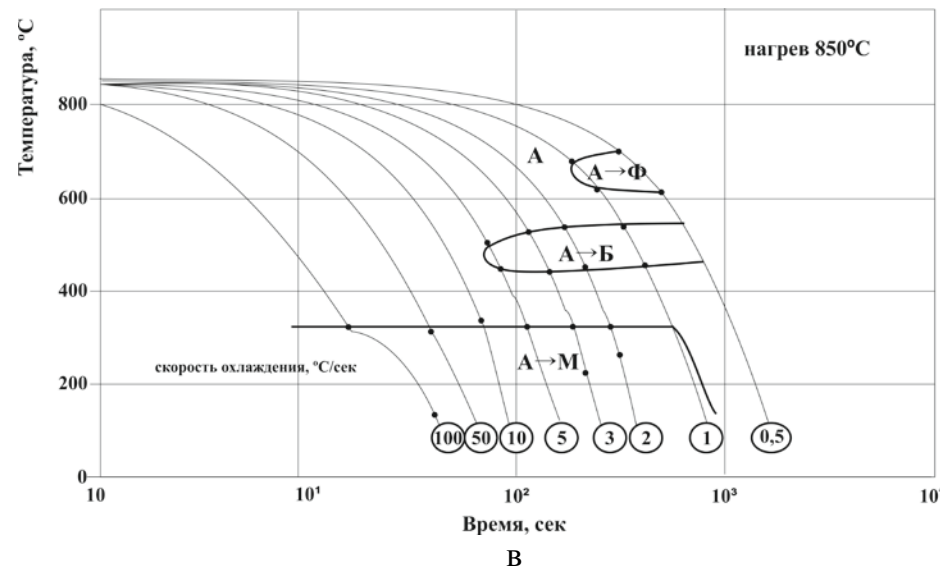
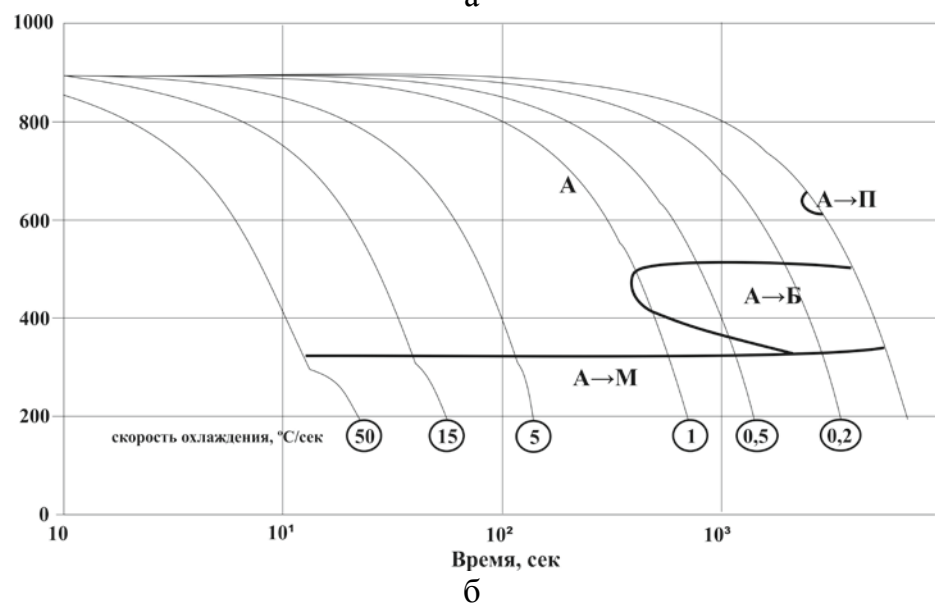
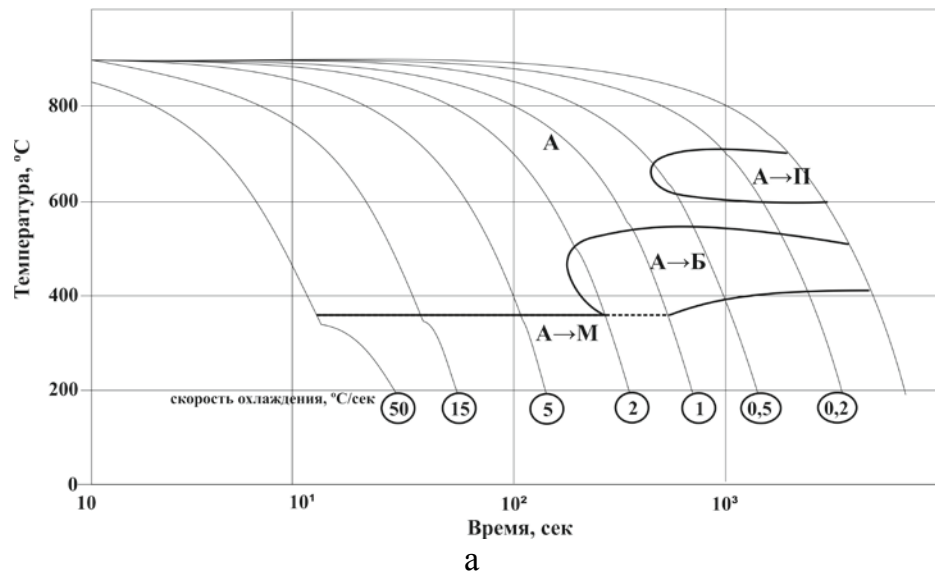
Температуры критических точек при нагреве этих сталей представлены в таблице 3.1.2.

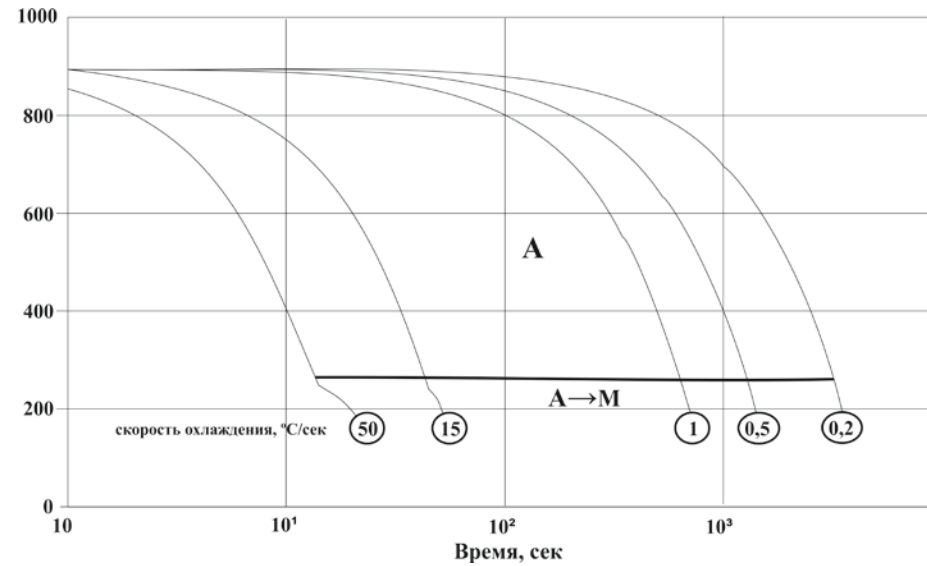
Таблица 3.1.2 - Температуры критических точек исследуемых сталей при нагреве

№ плавки	Ac ₁	Ac ₃
2	725	800
5	725	780
6	725	790
8	725	770
10	730	790

Термокинетические диаграммы превращения аустенита исследуемых сталей приведены на рисунках 3.1.1 и 3.1.2.

Анализ термокинетических диаграмм плавки 2 и 5 показывает, что увеличение содержания углерода с 0,30 до 0,37 %, карбидообразующих элементов хрома и молибдена в сумме от 0,60 до 1,15 %, а также никеля и меди суммарным содержанием от 0,60% в плавке 2 до 1,16% в плавке 5 приводит к расширению интервала скоростей охлаждения, в котором происходит мартенситное превращение и смещению бейнитного превращения сторону более медленных скоростей охлаждения порядка 1 °/сек. Температура начала мартенситного превращения снижается с 360-370°C до 300-310°C.





Д

Рисунок 3.1.1 - Термокинетические диаграммы превращения аустенита опытных плавков:
 а - плавка 2 (0.30С, 0.30Si, 1.0Mn, 0.31Ni, 0.29Cu, 0.50Cr, 0.10Mo, 0.02V, 0.04Nb масс.%);
 б – плавка 5 (0.37С, 0.26Si, 0.90Mn, 0.51Ni, 0.65Cu, 0.78Cr, 0.37Mo, 0.01V, 0.02Nb масс.%);
 в – плавка 6 (0.39С, 0.24Si, 0.93Mn, 0.52Ni, 0.31Cu, 0.52Cr, 0.08Mo масс.%);
 г – плавка 8 (0.41С, 0.23Si, 0.92Mn, 1.05Ni, 0.29Cu, 0.50Cr, 0.10Mo, 0.02V, 0.04Nb масс.%);
 д – плавка 10 (0.45С, 0.36Si, 1.13Mn, 0.67Ni, 0.63Cu, 1.26Cr, 0.40Mo, 0.06V, 0.02Nb масс.%).

В стали плавки 2 наблюдается перлитное превращение после охлаждения со скоростями менее $0,5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ при температуре 690°C . Увеличение содержания молибдена подавляет перлитное превращение, такое влияние характерно и для плавки 5 и 6. Наблюдается сильное сужение температурного интервала превращения бейнита с $500 - 380^{\circ}\text{C}$ в плавке 5 до $520 - 430^{\circ}\text{C}$ в плавке 6, что, вероятно, связано с отсутствием ванадия и ниобия и их влиянием на устойчивость твердого раствора аустенита.

Сталь плавки 8 отличается более высоким суммарным содержанием никеля и меди (на 1,2%) по сравнению с плавкой 6. Это вызывает снижение температуры критических точек, температуры начала мартенситного превращения (на $40-50^{\circ}$) и критической скорости образования перлита. Однако никель является достаточно дорогим легирующим элементом.

В плавках 8 и 10 благодаря повышенному содержанию углерода 0,41-0,45% и наличию молибдена в количестве 0,40-0,50% полностью подавлены немартенситные превращения, при этом температура мартенситного превращения составляет порядка 280°C .

Таким образом, анализ ТКД среднеуглеродистых сталей показал, что полностью мартенситная структура при промышленных скоростях охлаждения (для листов толщиной 6-20 мм в воде – не менее $30^{\circ}\text{C}/\text{сек}$, в масле – не менее $15^{\circ}\text{C}/\text{сек}$) образуется в стали, содержащей большее количество хрома, никеля, меди и молибдена (плавки 8 и 10), а также ниобия в количестве до 0,06%. В менее легированных этими элементами сталях (плавки 2, 5 и 6) при скорости охлаждения менее $7^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ может протекать бейнитное превращение, что нежелательно для износостойких сталей. Однако повышение суммарного содержания дорогостоящих химических элементов существенно повысит стоимость готового листового проката и конечных изделий, поэтому для компенсации снижения дорогостоящих легирующих элементов целесообразно использовать микролегирование ниобием – элементом, микродобавки которого вносят значительные искажения в кристаллическую решетку, тем самым способствуя повышению прочностных характеристик стали. В то же время, избыточные количества ниобия могут существенно снизить пластичность, в частности, относительное равномерное удлинение, характеризующее способность стали сопротивляться эксплуатационным нагрузкам (деформирование под

воздействием тяжелых почв) без разрушения, и вязкость стали, а также затормаживать протекание рекристаллизационных процессов. В то же время, ниобий в сочетании с титаном эффективно сдерживают рост зерна аустенита при нагреве. Исследование роста зерна аустенита при нагреве приведено в главе 4.

Для исследования влияния температуры нагрева на фазовые превращения были построены ТКД сталей плавки 2, 5 и 10 после нагрева до 1200°C и совмещены с ТКД после нагрева на 900°C (рисунок 3.1.2)

Твердость образцов после охлаждения со скоростью 15°C/с составляет 50, 55 и 59 HRC для сталей с содержанием углерода 0,30-0,35 масс.%, 0,36-0,39 масс.% и 0,40-0,45 масс.% соответственно.

После нагрева до температуры 1200°C (имитация нагрева под прокатку или штамповку) вследствие более полного растворения карбидных фаз и укрупнения зерна возрастает устойчивость аустенита, и при α -превращении мартенсит формируется в более широком интервале скоростей охлаждения по сравнению с нагревом до 900°C, область диффузионного превращения сдвигается вправо в соответствии с рисунком 3.1.2.

Для стали плавки 2 по сравнению с нагревом до 900°C область бейнитного превращения практически не изменяется при нагреве до 1200°C. Область перлитного превращения, в соответствии с рисунком 3.1.2а, на термокинетической диаграмме после высокотемпературного нагрева отсутствует.

Для стали плавки 5 после нагрева до температуры 1200°C по сравнению с нагревом до 900°C область бейнитного превращения сдвигается на диаграмме вправо: от скорости охлаждения 1°C/сек до ~0,5°C/сек, на 20-30°C повышается температура начала мартенситного превращения в соответствии с рисунком 3.1.2 б. Перлитное превращение наблюдается только при очень низких скоростях охлаждения менее 0,1°C/сек при температурах 640-650°C только после нагрева до 900°C, а после нагрева до 1200°C - отсутствует.

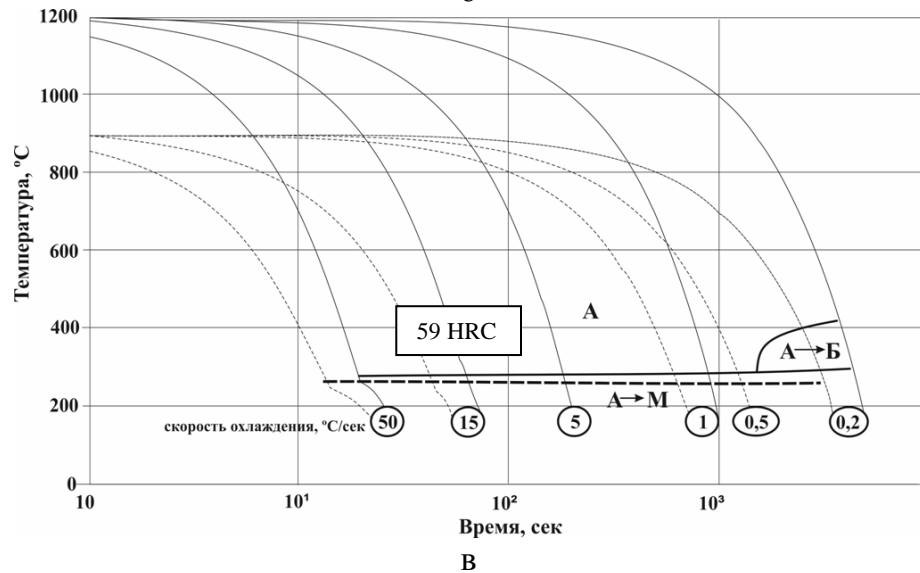
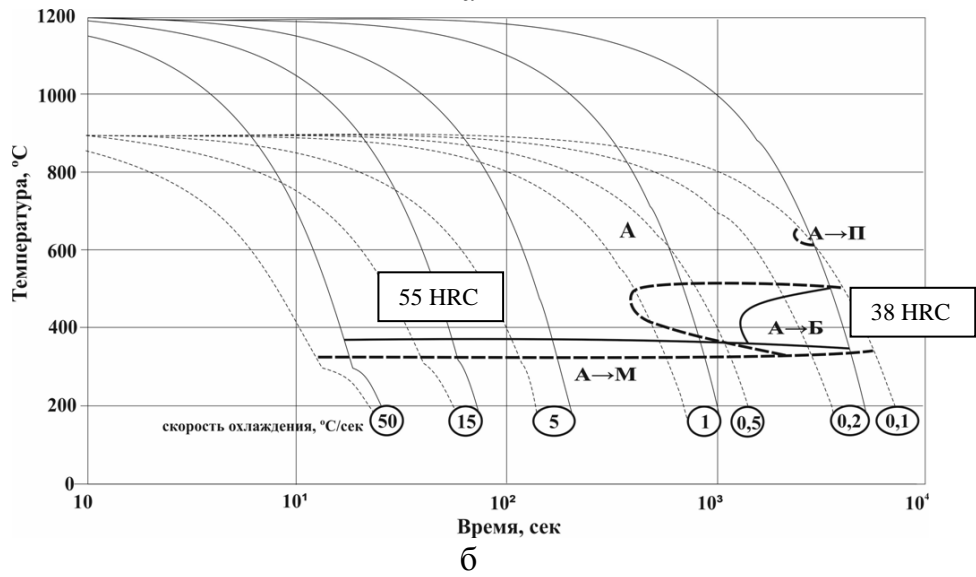
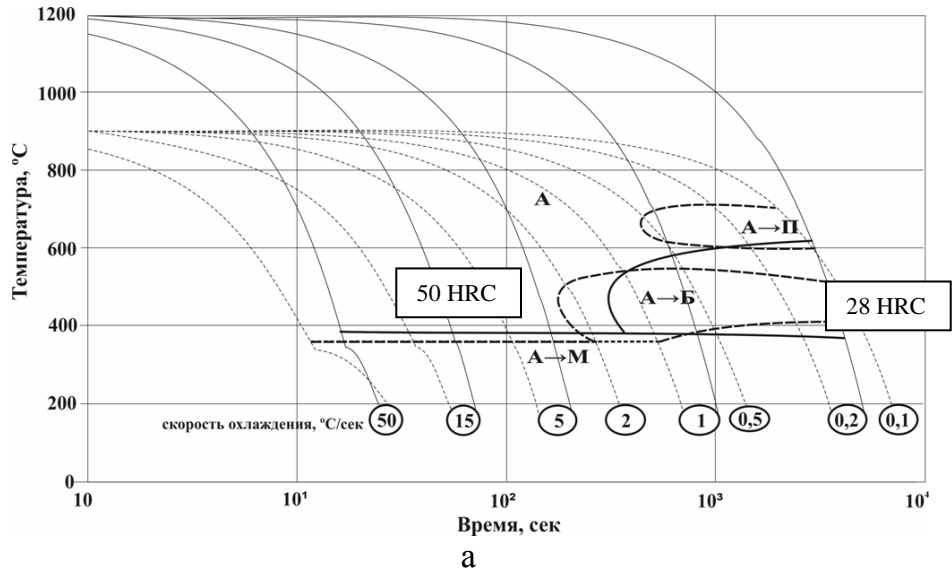


Рисунок 3.1.2 - Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита стали исследованных составов: плавка 2- а; плавка 5 - б; плавка 10 - в; после нагрева до 900 °C (-----) и 1200 °C (_____)

Для стали плавки 10 после нагрева до температуры 1200°C по сравнению с нагревом до 900°C температура начала мартенситного превращения повышается и составляет 280°C в соответствии с рисунком 3.1.2 в. Наблюдается бейнитное превращение при скоростях охлаждения менее 1°C/сек. Перлитное превращение подавляются полностью в исследованном интервале скоростей охлаждения.

Структура стали после нагрева до 900 и 1200°C приведена на рисунке 3.1.3.

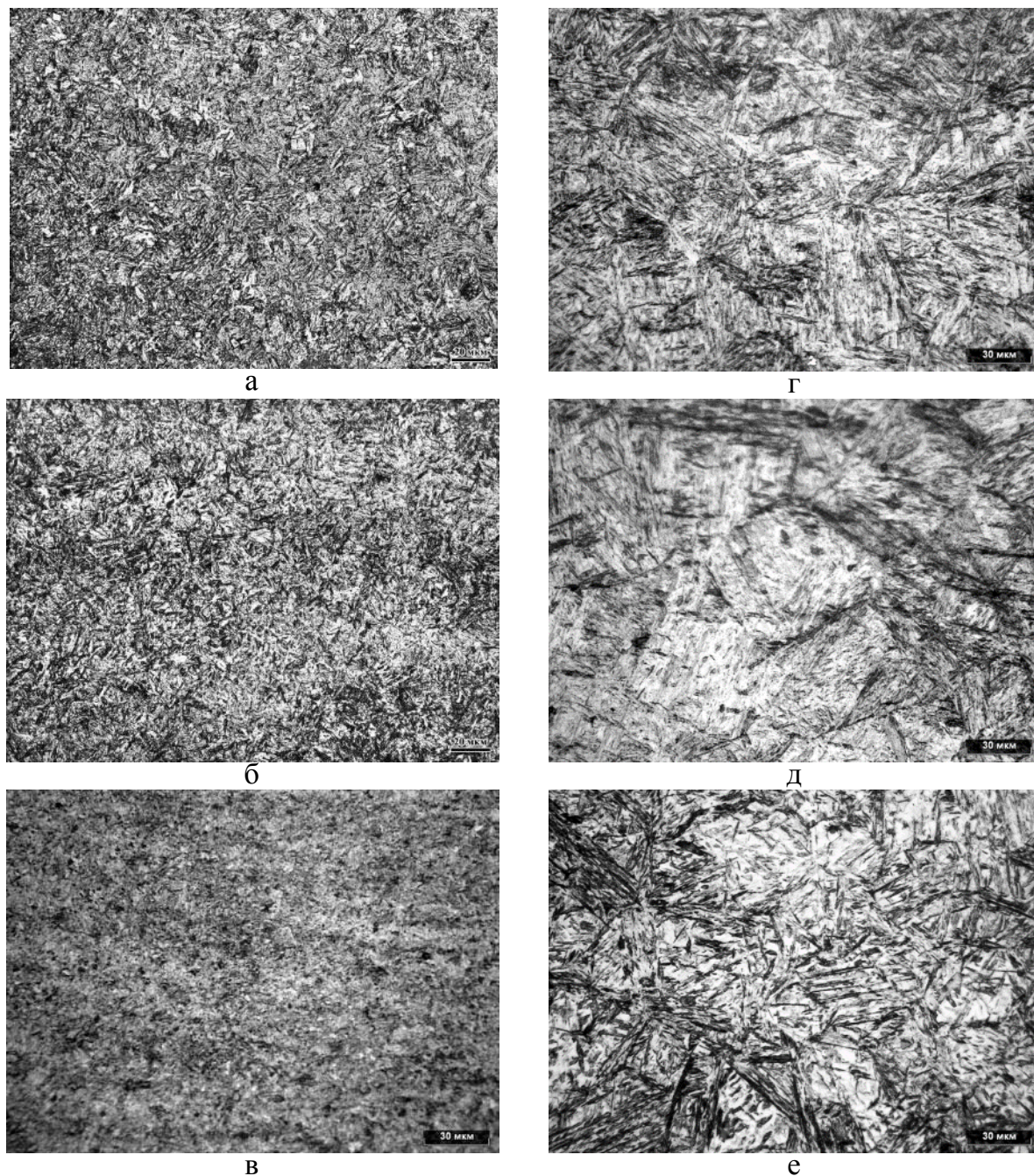


Рисунок 3.1.3- Структура исследуемых сталей после нагрева до $T=900^{\circ}\text{C}$ и охлаждения со скоростью 15°/с: а – сталь плавки 2; б – сталь плавки 5; в – сталь плавки 10 и до $T=1200^{\circ}\text{C}$: г – сталь плавки 2; д – сталь плавки 5; е – сталь плавки 10

Структура стали мартенситная, после нагрева до $T=900$ и охлаждения со скоростью $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ - высокодисперсная. После нагрева до 1200°C происходит более полное растворение карбидных фаз, значительное укрупнение зерна до 100-120 мкм и формирование после охлаждения крупнозернистого мартенсита, что обусловлено совместным влиянием марганца и никеля, поскольку сдерживающее влияние микролегирующих элементов при таких температурах уже не сказывается. Если в процессе обработки сформировалось крупное аустенитное зерно, то это мало влияет на конечную преимущественно мартенситную структуру с той разницей, что после закалки в стали формируется высокодисперсный, а после отжига - грубозернистый мартенсит.

Таким образом, в листовом прокате толщиной 6-18 мм при термической обработке (закалка с охлаждением в воду или масло) из исследуемых марок стали могут формироваться следующие структуры:

- в стали с 0,30% углерода и низким уровнем легирования после охлаждения со скоростями $1-50^{\circ}/\text{сек}$ – мартенсито-бейнитная;

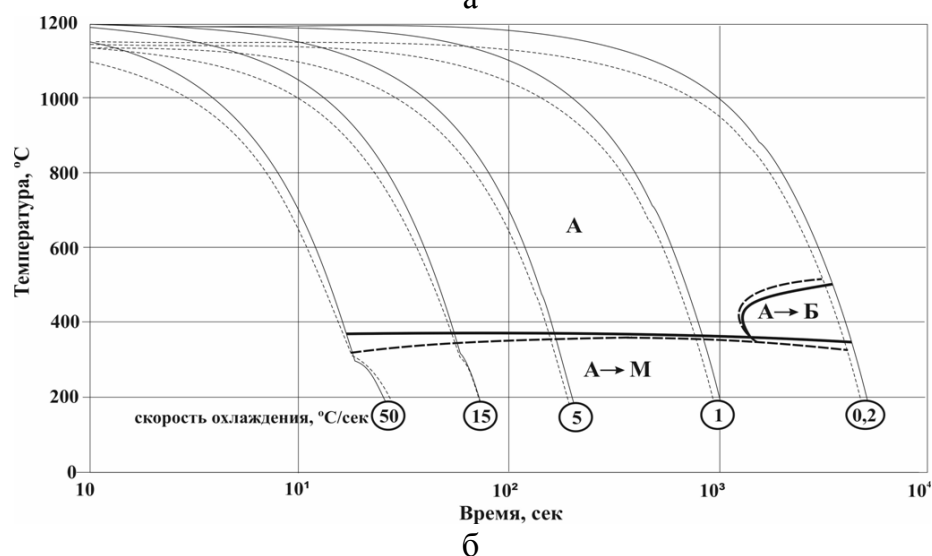
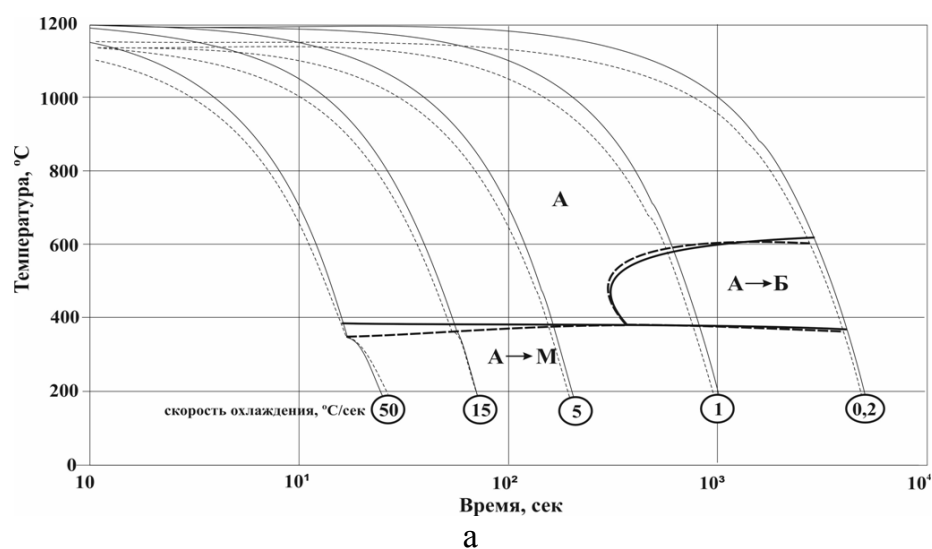
- в сталях с 0,37-0,45% углерода после охлаждения с такими же скоростями – преимущественно мартенситная.

При получении в процессе технологической обработки (прокатке, штамповке) аустенита различной зернистости, α -превращение протекает неоднородно: в крупных зернах (после нагрева до 1200°C в соответствии с рисунком 3.1.3г, д, е) после охлаждения со скоростями $2-50^{\circ}/\text{сек}$ формируется преимущественно грубозернистая мартенситная структура, при более низких – бейнито-мартенситная, а в мелких зернах (после нагрева до 900°C в соответствии с рисунком 3.1.3 а,б,в) в стали с содержанием углерода порядка 0,37-0,39 % - дисперсная бейнито-мартенситная, в стали с 0,30% углерода после охлаждения со скоростями менее $0,5^{\circ}/\text{сек}$ – перлитно-бейнитная.

3.2. Влияние горячей пластической деформации на фазовые превращения и структуру стали

Анализ термокинетических диаграмм, построенных с предварительной деформацией в аустенитной области, которые имитируют влияние горячей прокатки или горячей штамповки на фазовые превращения при последующем охлаждении, в соответствии с рисунком 3.2.1 показал следующее.

Предварительная деформация 30% в аустенитной области при $T=1150^{\circ}\text{C}$ (после нагрева до 1200°C) мало изменяет характер фазовых превращений по сравнению с нагревом до 1200°C без деформации, т.к. практически полностью проходят процессы рекристаллизации, рисунок 3.2.1.



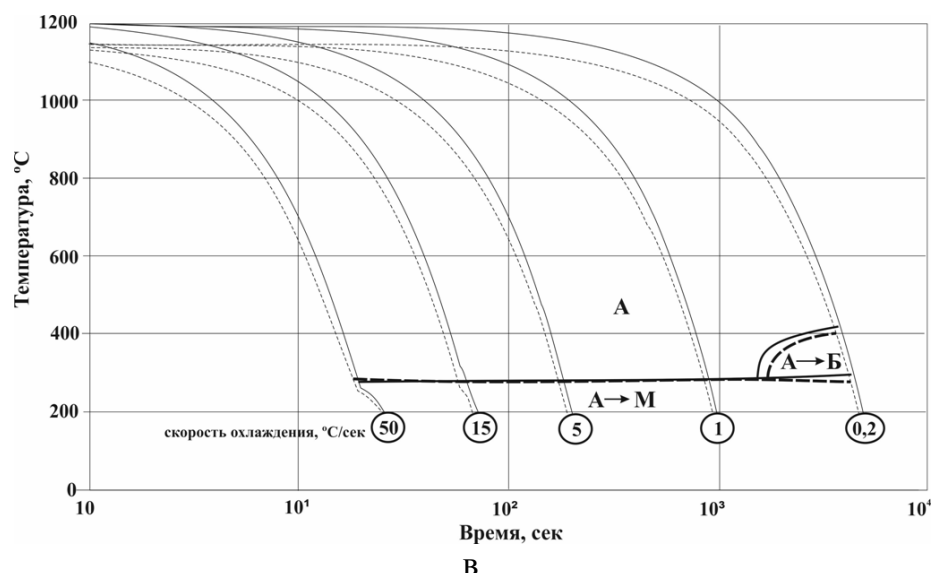


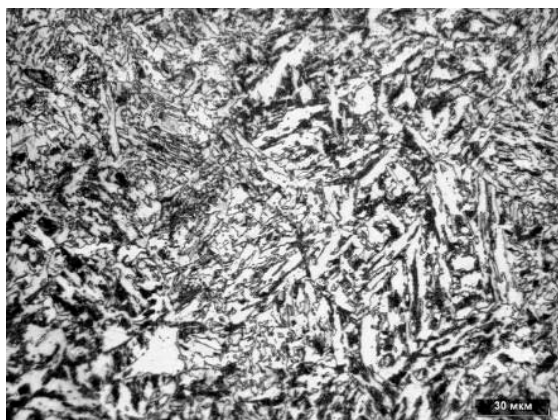
Рисунок 3.2.1 - Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита стали исследованных составов: плавка 2 - а; плавка 5 - б; плавка 10 - в; после нагрева до 1200 °С (_____) и 1200 °С с последующей деформацией 30% при 1150 °С (-----)

Для стали плавки 2 с увеличением скорости охлаждения наблюдается снижение температуры мартенситного превращения: при скорости охлаждения 5°С/сек температура мартенситного превращения составляет порядка 385°С, а при 50 °С/сек – 350 °С. Область бейнитного превращения не изменяется.

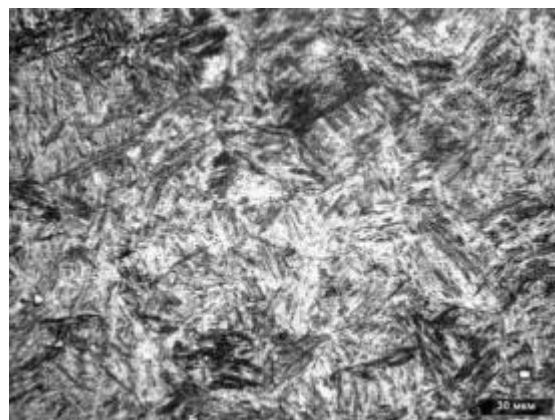
Аналогично снижение температуры мартенситного превращения наблюдается и для стали плавки 5.

Для стали плавки 10 температура мартенситного превращения не изменяется с приложением деформации и составляет порядка 270°С. Область бейнитного превращения не изменяется.

Структура стали после нагрева до 1200°С с деформацией 30% при 1150°С и охлаждения с различной скоростью приведена на рисунке 3.2.2.



а



в

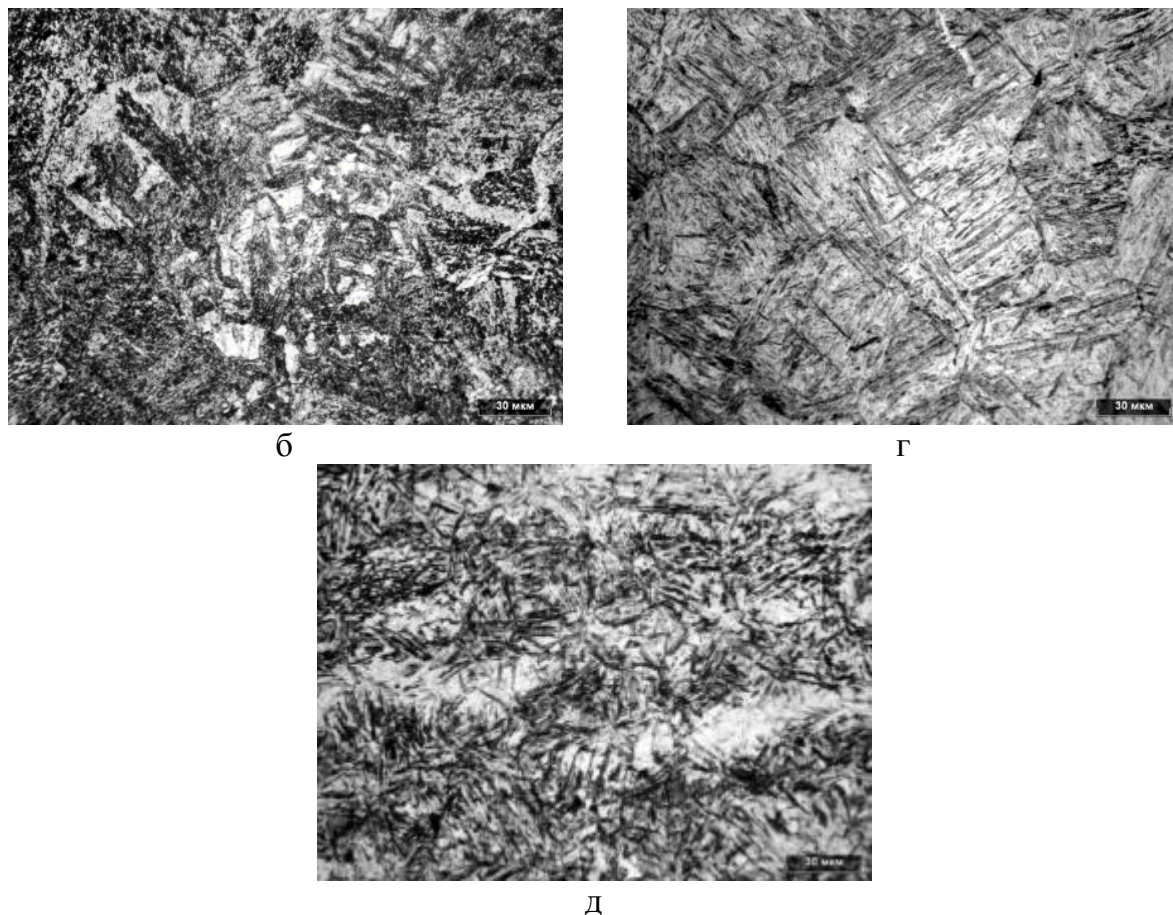


Рисунок 3.2.2- Структура разработанных сталей после нагрева до $T=1200^{\circ}\text{C}$ с деформацией 30% при 1150°C и охлаждения: а – сталь плавки 2, скорость охлаждения $0,2^{\circ}\text{C}/\text{с}$; б – сталь марки плавки 5, скорость охлаждения $0,2^{\circ}\text{C}/\text{с}$; в – сталь плавки 2, скорость охлаждения $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$; г – сталь плавки 5, скорость охлаждения $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$; д – сталь плавки 10, скорость охлаждения $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$

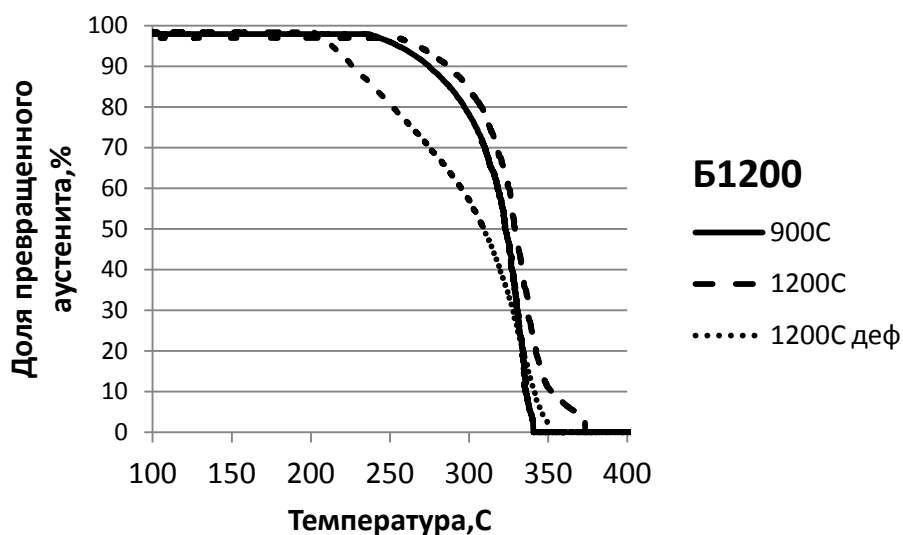
После нагрева до $T=1200^{\circ}\text{C}$, деформации 30% при $T=1150^{\circ}\text{C}$ и охлаждения со скоростью $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура стали мартенситная, дисперсность мартенсита при приложении деформации не изменяется. После охлаждения со скоростью $0,2^{\circ}\text{C}/\text{сек}$, что возможно при охлаждении заготовки в массивном штампе, формируется грубозернистый бейнит игольчатого строения.

Таким образом, при охлаждении заготовок после штамповки, когда нагрев осуществляется до более высоких температур, а охлаждение – в массивном штампе, т.е. с достаточно низкой скоростью охлаждения, α -превращение аустенита, деформированного на 30%, будет протекать в бейнитной области для сталей плавки 2 и 5, отличающихся содержанием углерода от 0,30 до 0,37 масс.%, суммарным содержанием легирующих элементов от 2,5 до 3,5 масс.% и в мартенсито-бейнитной области для стали плавки 10, которая отличается более высоким содержанием углерода (0,45 масс.%), суммой основных легирующих элементов до 5 масс.%.

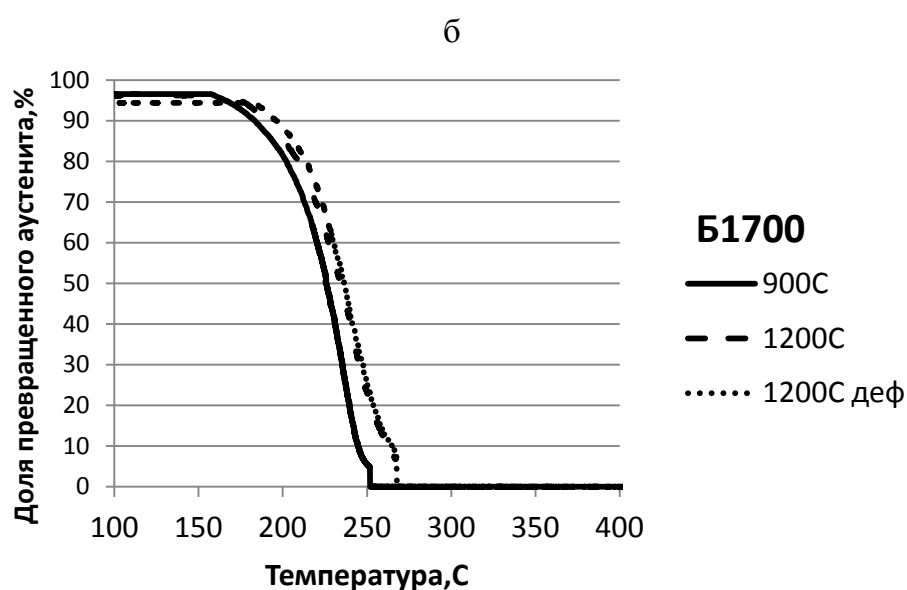
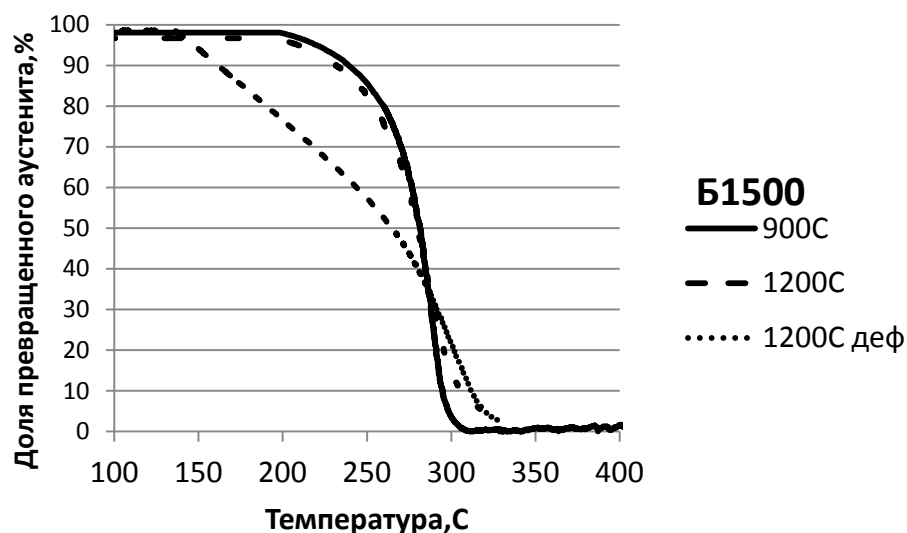
Указанное обстоятельство может оказать влияние на твердость штампованных заготовок, что имеет важное значение для выбора технологии их последующей обработки (в частности, для обработки отверстий в деталях).

3.3. Сравнительные исследования кинетики превращения аустенита среднеуглеродистой среднелегированной стали

Для изучения процессов структурных превращений были построены зависимости изменения доли превращенного аустенита от температуры, где наклон кривых отражает скорость превращения, при скорости охлаждения образцов 50°С/сек, (рис. 3.3.1).



а



в

Рисунок 3.3.1 - Зависимости доли превращенного аустенита от температуры в стали: а) сталь состава 2, б) сталь состава 5, в) сталь состава 10.

Анализ зависимостей показал, что для всех рассмотренных составов сталей повышение температуры нагрева с 900°C до 1200°C не оказывает существенного влияния на долю превращенного аустенита. В стали составов 2 и 5 превращение происходит наиболее полно и доля превращенного аустенита достигает 98%, в стали состава 10 это значение достигает 95%.

Деформация образцов на 30% при 1150°C после нагрева до 1200°C смещает кинетические кривые стали составов 2 и 5 в область более низких температур, что свидетельствует о снижении скорости превращения. Для стали состава 10 приложение деформации не оказало влияния на скорость превращения.

Подобный характер изменения кривых можно связать с процессами мартенситного превращения в высокопрочных сталях, когда образование новых пакетов и блоков мартенсита уменьшает варианты мест для дальнейшего их образования по объему материала, в связи с чем скорость превращения замедляется по мере увеличения доли превращенной структуры.

Для сталей составов 2 и 5 такое замедление наблюдается при образовании более 30% превращенной структуры. Отсутствие существенного замедления превращения для стали состава 10 можно связать с повышенным содержанием легирующих элементов, таких как марганец, никель и хром.

Учитывая, что сталь с мартенситной структурой может проявлять склонность к структурной наследственности при последующих нагревах, это обстоятельство следовало принять во внимание.

3.4. Разработка химического состава стали

Результаты исследования фазовых превращений опытных сталей легли в основу разработки химического состава новых сталей, использованных для дальнейших исследований.

Проведенные исследования, анализ теоретических и экспериментальных данных позволили предложить для исследования 3 химического состава высокопрочной стали. Химический состав разработанных сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа, получивших обозначение Б1200, Б1500 и Б1700, представлен в таблице 3.3.1.

Таблица 3.3.1 Химический состав разработанных сталей

Марка стали		Массовая доля элементов, %												
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Nb	Al	Ti	Ca	B
													по расчету	
Б1200	мин	0,30	0,10	0,80	0,30	0,25	0,20	0,05	0,01	0,01	0,01	0,01	0,03	0,003
	макс	0,35	0,30	1,00	0,50	0,40	0,40	0,15	0,03	0,04	0,06	0,03		
Б1500	мин	0,36	0,10	0,80	0,60	0,45	0,50	0,35	0,01	0,01	0,01	0,01	0,03	0,003
	макс	0,39	0,30	1,00	0,80	0,60	0,80	0,45	0,03	0,04	0,06	0,03		

Марка стали		Массовая доля элементов, %												
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Nb	Al	Ti	Ca	B
		по расчету												
Б1700	мин	0,40	0,20	1,10	0,90	0,65	0,50	0,35	0,04	0,01	0,01	0,01	0,03	0,003
	макс	0,45	0,45	1,30	1,30	0,80	0,80	0,45	0,06	0,04	0,06	0,03		
Примечание:														
1) Массовая доля серы и фосфора не должна превышать 0,020% каждого, при этом суммарное содержание серы и фосфора не более 0,025%.														
2) Массовая доля азота не должна превышать 0,015 %														

Как показало изучение построенных ТКД, содержание углерода в количестве 0,30-0,45% в сочетании с комплексным легированием марганцем, хромом, никелем, медью и молибденом обеспечивает формирование мартенситной структуры, а с учетом литературных данных позволит достичь и необходимой прочности и твердости стали. Как будет показано ниже, содержание углерода менее 0,30% не обеспечивает необходимого уровня временного сопротивления и предела текучести. Верхний предел содержания углерода 0,45% ограничен, исходя из условия обеспечения минимально допустимых характеристик вязкости. Углерод при низком отпуске способствует образованию предвыделений карбидов цементитного типа, способствует повышению твердости и износостойкости стали.

Легирующие элементы, не оказывая заметного влияния на прочность мартенсита, обеспечивают прокаливаемость стали, т.е. объемную долю мартенсита при фиксированной скорости охлаждения и контролируют процессы, происходящие при отпуске.

Кремний раскисляет сталь, повышает ее сопротивляемость истиранию [87]. При концентрации кремния менее 0,10% прочность стали ниже допустимой, а при концентрации более 0,45% снижается пластичность, увеличивается склонность к трещинообразованию.

Марганец раскисляет и упрочняет сталь, связывает серу, образуя сульфиды марганца, для модификации которых в глобулярную форму используется кальций. При содержании марганца менее 0,80% прочность стали может быть недостаточна. Увеличение содержания марганца более 1,30% может привести к снижению вязкости среднеуглеродистой стали.

Марганец и хром, повышая прокаливаемость, позволяют получать сталь со 100% мартенсита при снижении скорости охлаждения при закалке [24].

Содержание хрома в количестве 0,10-1,30 % и молибдена до 0,45 % предотвращает формирование немартенситных составляющих структуры при фазовом превращении в широком интервале скоростей охлаждения, снижающих прочностные характеристики.

Молибден повышает прочность и подавляет феррито-перлитный распад. При содержании молибдена менее 0,05% прочность стали ниже требуемого уровня, а увеличение его содержания более 0,45% ухудшает пластичность. Кроме того, для подавления перлитного превращения введение больших количеств дорогостоящего молибдена нецелесообразно.

Никель в количестве 0,25-0,80 % и медь в количестве 0,20-0,80 % , помимо обеспечения необходимой прокаливаемости, вводятся с целью обеспечения вязкости среднеуглеродистой стали. При содержании никеля и меди менее установленного предела требуемая прокаливаемость стали не обеспечивается. Содержание никеля и меди более 0,80% экономически нецелесообразно для быстроизнашиваемых деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин, которые должны быть относительно недорогими. Увеличение содержания меди сверх заявленного предела при содержании никеля не более 0,80% может приводить к красноломкости и охрупчиванию стали.

Бор в количестве, не превышающем 0,005%, вводится для увеличения прокаливаемости стали [88, 89].

Повышение прокаливаемости борсодержащих конструкционных сталей достигается путем увеличения стойкости переохлажденного аустенита против распада по диффузионному механизму и способствует его превращению в мартенситной области при закалке. Эффект торможения бором распада переохлажденного аустенита объясняется тем что, будучи поверхностно-активным элементом, бор концентрируется в дефектных местах решетки и создает адсорбционный слой вдоль границ зерен аустенита. Это снижает свободную поверхностную энергию зерен до уровня, достаточного для торможения зарождения новой ферритной фазы и распада аустенита. При содержании бора менее 0,001 масс.% не обеспечивается сквозная прокаливаемость стали, а при содержании бора более 0,005 масс.% образуются бориды железа, ухудшающие технологичность стали, которая охрупчивается после термообработки.

Введение в сталь молибдена усиливает воздействие бора на прокаливаемость, задерживая образование полигонального феррита. Введение в износостойкую борсодержащую сталь молибдена в количестве 0,05-0,45%, улучшает ударную вязкость и повышает твердость.

Комплексное микролегирование ниобием, ванадием, хромом и молибденом способствует повышению дисперсности структуры в высокопрочной стали и повышению прочности в процессе отпуска.

Ниобий в диапазоне 0,01-0,04% вводится для торможения процессов собирательной рекристаллизации при высокотемпературной штамповке. Введение ниобия в меньших количествах не приводит к торможению рекристаллизации, а в больших – приводит к образованию крупных карбонитридов ниобия, снижающих вязкость. При завершении прокатки при температурах ниже температуры рекристаллизации формируется дисперсная субзеренная структура в аустените перед фазовым превращением. При нахождении в твердом растворе ниобий тормозит диффузионное превращение, что для легированной стали предотвращает формирование немартенситных продуктов превращения при закалке.

Титан в количестве 0,01-0,03% является необходимой технологической добавкой для связывания азота, предотвращающей формирование нитридов бора, а также способствует предотвращению роста аустенитного зерна при нагреве под прокатку и штамповку. При содержании титана менее нижнего предела не весь азот связывается, что снижает эффективность действия бора на прокаливаемость. При введении в твердый раствор титана более 0,03 масс.% образуются крупные частицы нитридов титана, снижающие пластичность стали.

Содержание алюминия 0,01-0,06%, выбрано с одной стороны, для связывания азота в нитриды алюминия, эффективно сдерживающие рост зерна, а также для предотвращения связывания бора в нитриды, а с другой стороны - для снижения возможности образования недопустимых глиноземистых неметаллических включений и предотвращения негативного влияния азота на склонность к механическому старению.

Концентрация азота не более 0,015% в сочетании с выбранными пределами содержания титана и алюминия не приводит к снижению ударной вязкости вследствие механического старения. При повышении азота более 0,015% возможно

проявление склонности к механическому старению и снижение деформационной способности стали при эксплуатационных нагрузках.

Ограничение содержания серы и фосфора диапазоном 0,020% выбрано, исходя из обеспечения качества стали. Превышение суммарного содержания серы и фосфора более 0,025% ухудшает технологическую пластичность стали. Более глубокая дефосфорация и десульфурация стали существенно удорожат ее производство, что нецелесообразно для быстроизнашиваемых деталей.

Деформируемость высокопрочной стали в горячем и холодном состояниях в значительной степени определяются составом, формой, размером, количеством и характером распределения в ней неметаллических включений. С увеличением размеров включений, а также разницы линейных коэффициентов теплового расширения включения и металла, концентрация напряжений возрастает, что приводит к снижению деформируемости стали. Форма включений также оказывает непосредственное влияние на пластические свойства и деформируемость, а именно: сталь, содержащая пластинчатые включения, разрушается значительно раньше стали с глобулярными включениями.

В качестве модификатора и регулятора формы неметаллических включений используется высокорекреационный элемент с невысокой растворимостью в стали - кальций. Кальций, вводимый в количестве 0,001-0,02%, обладает высоким сродством к кислороду и сере, соответственно, обеспечивает высокую степень раскисления и десульфурации стали и позволяет эффективно управлять размерами и формой неметаллических включений.

Основными типами неметаллических включений в высокопрочных среднеуглеродистых сталях преимущественно являются продукты раскисления стали алюминием (глинозем) и модифицирования кальцием (алюминаты кальция), сложные включения с различным сочетанием алюминия, кремния и марганца, сульфиды кальция (марганца), а также магниезиальные шпинели. С повышением пластичности включений они деформируются вместе со сталью, не нарушая сцепления на поверхности раздела включение - матрица, а при низкой пластичности включений вокруг них возникают напряжения, в результате чего сцепление на поверхности раздела нарушается с образованием пустот (трещин).

Повышение концентрации кальция в стали до уровня не менее 0,001% является действенным технологическим приемом, позволяющим сформировать более богатые по содержанию кальция включения моноалюминатов - $\text{CaO} \times 2\text{Al}_2\text{O}_3$, жидкие при температурах сталеплавильных процессов, легко коалесцирующие и удаляющиеся из расплава.

Низкое содержание вредных примесей (серы, фосфора и азота) в заявленных количествах и использование кальция для модификации неметаллических включений в глобулярную форму обеспечивают необходимое металлургическое качество и высокую деформационную способность и износостойкость среднеуглеродистой стали, которая оценивается при испытаниях на определение относительного равномерного удлинения по ГОСТ 1497.

Итогом работ по разработке химического состава стала заявка на изобретение [90].

Химический состав разработанных сталей отличается от используемых в настоящее время аналогичных сталей (30ХГСА, 40Х и других) уменьшенным содержанием кремния, стали Б1200 и Б1500 менее легированы хромом, используется молибден в количестве не более 0,45%, бор применяется как дешевый и эффективный элемент для увеличения прокаливаемости, а титан, ванадий и ниобий тормозят рост зерна при нагревах под прокатку и штамповку.

Если сравнить уровень легирования разработанных сталей по значению углеродного эквивалента, то для стали Б1200 средние значения составляют 0,65-0,68%, для стали Б1500 от 0,83 до 0,89%, для стали Б1700 от 1,06 до 1,09%. Такой уровень легирования можно назвать умеренным, если учитывать, что сталь 30ХГСА обладает значением $S_{\text{экв}}$ 0,68%, как и сталь Б1200, по сравнению с разработанными сталями марок Б1500 и Б1700 стали марок 40Х, 40Г2 имеют углеродный эквивалент 0,72%, 65Г – 0,85%, 45ХНМФА – 0,93%, а уровень механических свойств таких сталей значительно ниже или соответствует разработанным сталям только в закаленном состоянии.

Выводы к главе 3

1. Предложен для дальнейших исследований химический состав новых сталей, получивших следующие обозначения:

- Б1200: 0,30-0,35С, 0,10-0,30Si, 0,80-1,0Mn, 0,25-0,40Ni, 0,20-0,40Cu, 0,30-0,50Cr, 0,05-0,015Mo, 0,01-0,03V, 0,01-0,04Nb масс.%;

- Б1500: 0,36-0,39С, 0,10-0,30Si, 0,80-1,0Mn, 0,45-0,60Ni, 0,50-0,80Cu, 0,60-0,80Cr, 0,35-0,45Mo, 0,01-0,03V, 0,01-0,04Nb масс.%

- Б1700: 0,40-0,45С, 0,20-0,45Si, 1,10-1,30Mn, 0,65-0,80Ni, 0,50-0,80Cu, 0,9-1,30Cr, 0,35-0,45Mo, 0,04-0,06V, 0,01-0,04Nb масс.%

2. При нагревах, имитирующих нагрев под закалку (до 900°С), увеличение содержания углерода, никеля, меди и хрома в пределах исследованных составов снижает температуру мартенситного превращения на 60°С и подавляет перлитное превращение, при увеличении массовой доли молибдена до 0,45% значительно уменьшается доля немартенситных продуктов превращения в широком интервале скоростей охлаждения, формируется преимущественно мартенситная структура с высокой твердостью 50-59 HRC.

2. После нагрева до 1200°С по сравнению с нагревом до 900°С в стали Б1200 область бейнитного превращения, наблюдающаяся после охлаждения со скоростями менее 2°С/сек и практически не изменяется, область перлитного превращения отсутствует. Для сталей Б1500 и Б1700 область бейнитного превращения сдвигается в сторону еще более низких скоростей охлаждения, температура начала мартенситного превращения составляет 270-330°С.

3. Горячая пластическая деформация в аустенитной области не оказывает существенного влияния на сдвиговое превращение - температура начала мартенситного превращения незначительно, на 20-30°С, снижается при высоких скоростях охлаждения. Положение области бейнитного превращения на ТКД не претерпевает существенных изменений.

4. Повышение температуры от 900°С до 1200°С не оказывает существенного влияния на долю превращенного аустенита при моделировании процессов закалки. Предшествующая горячая пластическая деформация в аустенитной области при

температурах выше температуры рекристаллизации снижает скорость превращения для стали Б1200 и Б1500, которое замедляется при доле более 50% превращенного аустенита. В стали Б1700 кинетика фазовых превращений существенных изменений не претерпевает ни при повышении температуры, ни при приложении деформации.

5. Разработанные химические составы высокопрочных износостойких сталей обеспечивают формирование преимущественно мартенситной структуры при всех видах технологических операций.

Дальнейшие исследования были направлены на разработку режимов горячей пластической деформации при прокатке и штамповке, а также режимов упрочняющей термической обработки для получения требуемого комплекса механических свойств новых сталей марок Б1200, Б1500, Б1700.

ГЛАВА 4. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИССЛЕДУЕМЫХ СТАЛЕЙ

Дисперсность мартенсита тем выше, чем мельче размер исходного зерна аустенита, поэтому в технологии изготовления проката должна учитываться кинетика рекристаллизационных процессов в аустените, протекающих при горячей прокатке и штамповке деталей. При измельчении зерна повышается износостойкость материалов.

Размер зерна аустенита, получаемого после горячей пластической обработки, важен также из-за возможности проявления структурной наследственности в сталях с мартенситной структурой – наследования размера исходного зерна аустенита, полученного при получении полуфабриката (заготовки) горячей пластической деформацией при последующем нагреве под закалку. И хотя, с точки зрения повышения устойчивости аустенита по отношению к немартенситным продуктам превращения наследование крупного зерна не является серьезной проблемой, то с точки зрения обеспечения высокой ударной вязкости после низкого отпуска, может оказать негативное влияние.

В настоящей главе приведены результаты исследования процессов рекристаллизации в условиях, имитирующих горячую прокатку (скорость деформации

1 с^{-1}) и горячую штамповку (скорость деформации 100 с^{-1}), а также исследование влияния температуры и длительности отпуска на структуру и механические свойства исследуемых сталей.

Окончательные свойства среднеуглеродистой среднелегированной стали формируются после термической обработки – закалки и низкого отпуска. Для сталей нового химического состава необходимо было исследовать влияние режимов термической обработки на механические свойства и твердость.

4.1. Исследование влияния режимов горячей пластической деформации при прокатке и штамповке на изменение структуры и механических свойств

4.1.1. Определение размера зерна аустенита при нагреве под прокатку и штамповку

Важной информацией при исследовании влияния режимов горячей пластической деформации является размер зерна аустенита, от которого в значительной степени зависит протекание процессов рекристаллизации [91].

Исследования показали, что после нагрева до 1200°C среднее значение размера зерен аустенита в стали марки Б1200 составило 150 мкм, для стали Б1500 - 110 мкм, а для стали Б1700 - 155 мкм, рисунок 4.1.1.1.

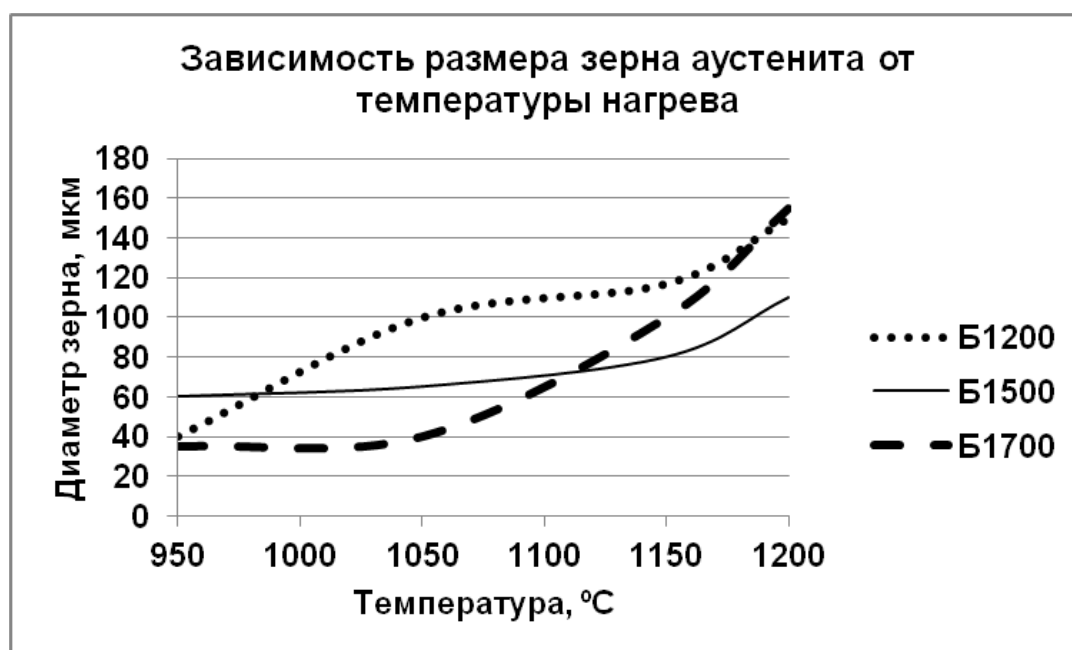


Рисунок 4.1.1.1 – Изменение размера аустенитного зерна аустенита в стали Б1200, Б1500 и Б1700 в зависимости от температуры нагрева

Рост зерна аустенита при нагреве наблюдается, начиная с температуры ~ 950°C, а наиболее значительный – выше 1050°C. При этом исследованные микроструктуры различаются степенью разнотерности. Сталь Б1700 имеет наибольший разброс

значений размеров зерен, что связано с высоким уровнем легирования карбидообразующими элементами. Из-за неполного растворения карбиды частично сдерживают рост некоторых зерен. С уменьшением уровня легирования карбидообразующими элементами разностерность снижается и для стали Б1200 проявляется в меньшей степени. Для стали Б1500 разностерность практически не наблюдается, что обусловлено наиболее низким суммарным содержанием Ti, V и Nb.

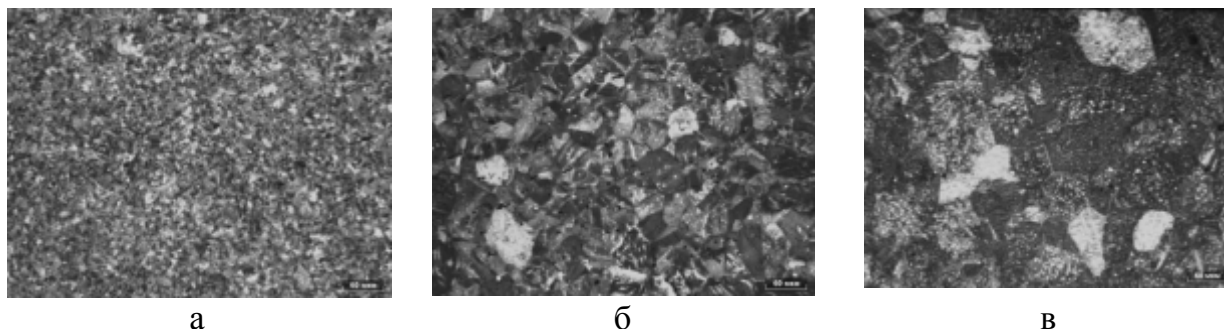


Рисунок 4.1.1.2 - Микроструктура аустенита стали Б1200 после вакуумного травления при температурах 950 (а), 1000 (б) и 1050°C (в)

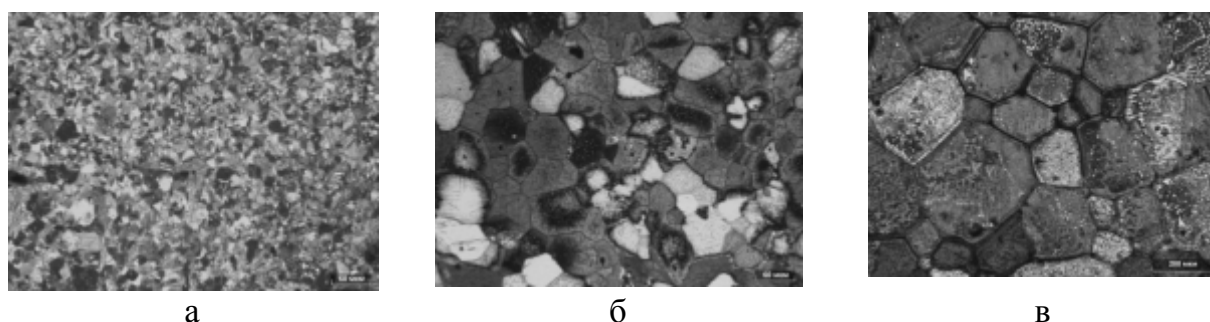


Рисунок 4.1.1.3 - Микроструктура аустенита стали Б1500 после вакуумного травления при температурах 950 (а), 1000 (б) и 1050°C (в)

В связи с этим температура нагрева под штамповку, исключая неравномерный рост зерен и появление разностерности, определена как 1050-1100°C.

4.1.2. Исследование кинетики динамической и статической рекристаллизации при имитации горячей прокатки (скорости деформации 1 с^{-1})

Динамическая рекристаллизация. При температуре 950°C на диаграмме деформирования (рисунок 4.1.2.1) всех марок стали отсутствует явный пик,

связанный с началом процесса ДР. При повышении температуры деформации до 1050°C для стали марок Б1200 и Б1500 наблюдается характерный пик, свидетельствующий о протекании динамической рекристаллизации при истинной пороговой деформации, равной для стали Б1200 - 0,35 (рисунок 4.1.2.1 а), для стали Б1500 – 0,42 (рисунок 4.1.2.1 б). При дальнейшем повышении температуры от 1050°C до 1150°C значение истинной пороговой деформации, необходимой для начала протекания процесса динамической рекристаллизации, уменьшается и становится равным 0,26 для обеих марок стали. Для стали Б1700 характерный пик наблюдается только при температуре деформации 1150°C при значении истинной пороговой деформации 0,27 (таблица 4.1.2.1).

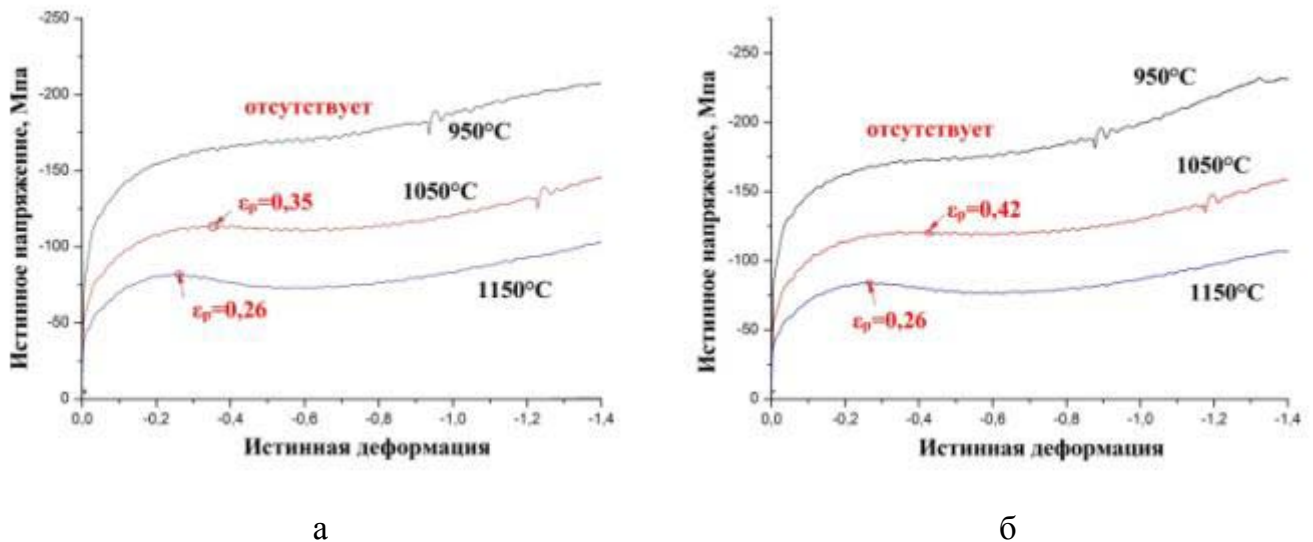


Рисунок 4.1.2.1 - Диаграммы деформирования сталей марок Б1200 (а) и Б1500 (б) при температурах 950, 1050 и 1150 °С при скорости деформации 1 с⁻¹

Таблица 4.1.2.1 – Значения пороговой деформации, необходимой для начала процесса ДР при деформации со скоростью 1с⁻¹ для сталей марок Б1200, Б1500 и Б1700

Марка стали	Пороговая истинная деформация ϵ_p	
	Температура деформации, °С	
	1050	1150
Б1200	0,35	0,26
Б1500	0,42	0,26
Б1700	-	0,27

Полученные данные свидетельствуют о том, что значения пороговой деформации, необходимой для протекания ДР при горячей прокатке, могут быть достигнуты только при температуре 1150°C и выше, поскольку в этом случае

значение истинной деформации 0,27 примерно соответствует степени обжатий при горячей прокатке –24%. При более низких температурах значения пороговой деформации велики и не достижимы при горячей прокатке в промышленных условиях.

После проведения испытаний с максимальной степенью деформации 78% (истинная деформация – 1,5) и ускоренном охлаждении для фиксации размера зерна исследовались полученные микроструктуры (рисунок 4.1.2.2) Микроструктура сталей Б1200 и Б1500 после деформирования со скоростью 1 с^{-1} при температурах 950°C , 1050°C и 1150°C представляет собой реечный мартенсит. Для стали марки Б1500 после истинной деформации 1,5 со скоростью 1 с^{-1} при температуре 950°C средний размер выявленного аустенитного зерна составил $\sim 30\text{ мкм}$, при $T=1050^\circ\text{C}$ $\sim 35\text{ мкм}$, при $T=1150^\circ\text{C}$ $\sim 45\text{ мкм}$. Таким образом, при деформации сжатием до $\varepsilon_{\text{ист}}=1,5$ (78%) со скоростью 1 с^{-1} , характерной для горячей прокатки, имеет место частичная ДР при температурах от 1050°C до 1150°C , тогда как при 950°C характерный для ДР пик напряжений не наблюдается.

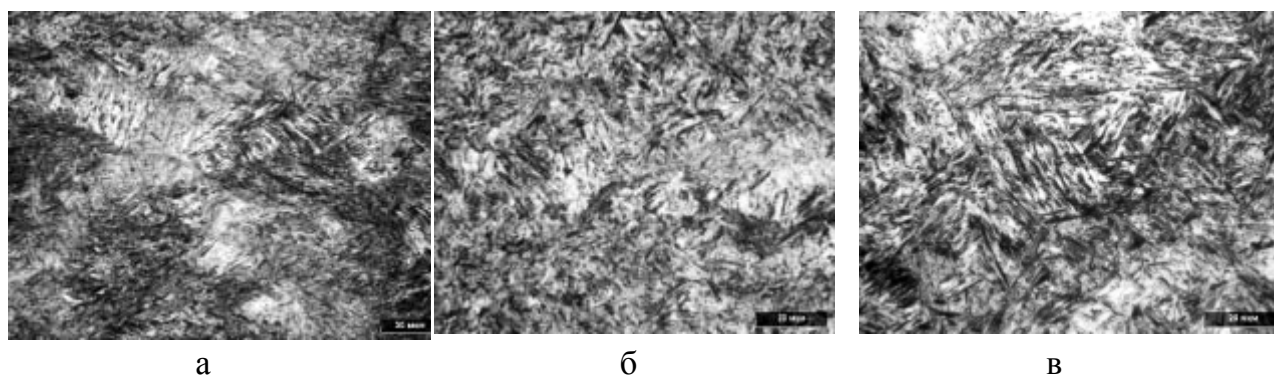


Рисунок 4.1.2.2 - Микроструктура стали марки Б1500 после истинной деформации 1,5 при скорости 1 с^{-1} при температурах 950 (а), 1050 (б) и 1150°C (в)

Статическая рекристаллизация. Для исследования статической рекристаллизации при имитации горячей прокатки построены зависимости релаксации напряжений от времени при разных степенях деформации для стали Б1200 (рисунок 4.1.2.3) и для стали Б1500 (рисунок 4.1.2.4).

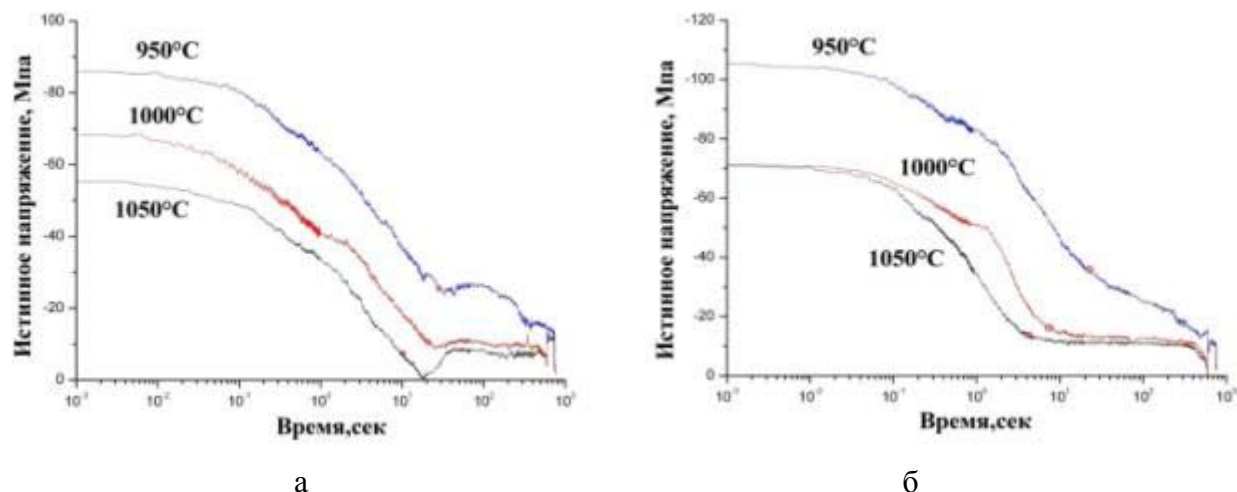


Рисунок 4.1.2.3 - Графики релаксации напряжений стали Б1200 при величине относительной деформации 10% (а) и 25% (б) и скорости деформации 1с^{-1}

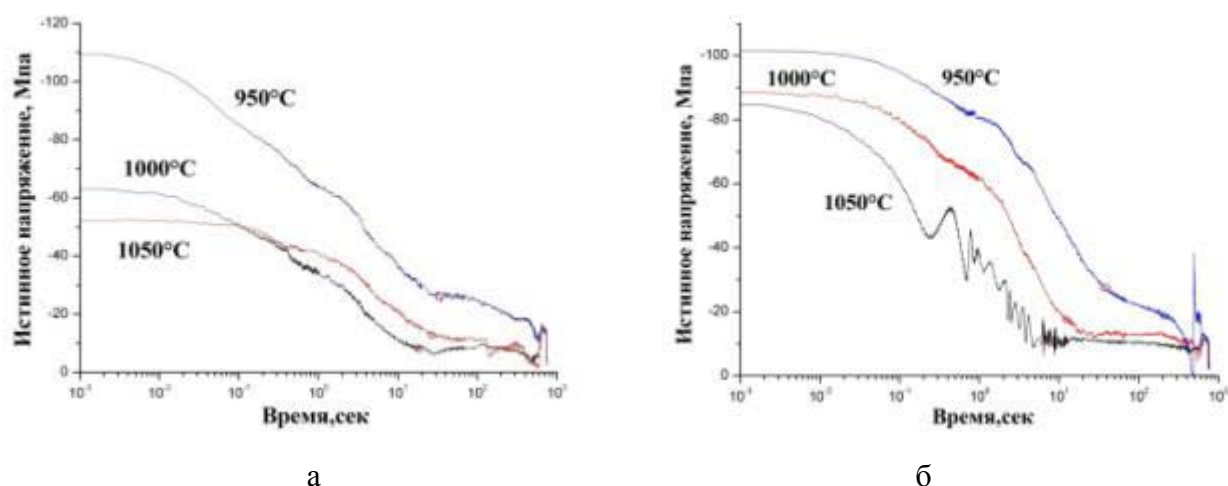


Рисунок 4.1.2.4 - Графики релаксации напряжений стали Б1500 при величине относительной деформации 10% (а) и 25% (б) и скорости деформации 1с^{-1}

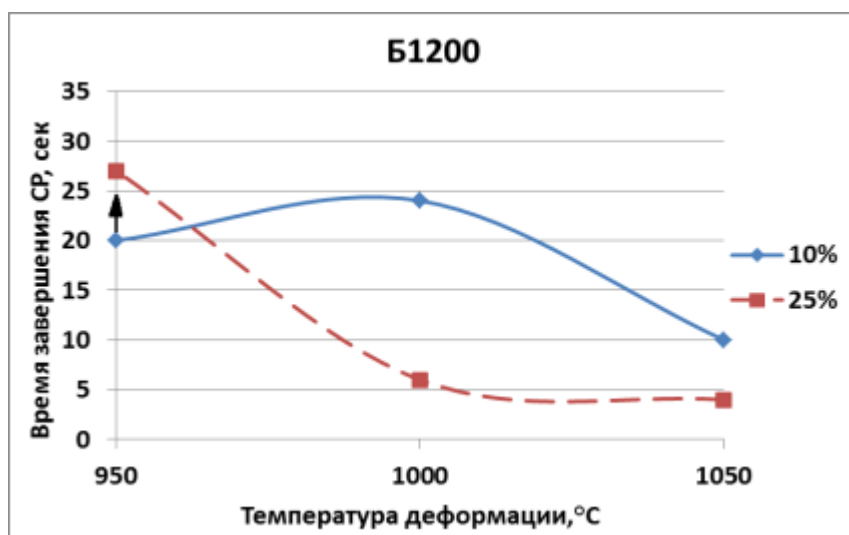
Время завершения СР при имитации горячей прокатки, определяемое по характеру релаксации напряжений, представлено в таблице 4.1.2.2.

Таблица 4.1.2.2 – Время завершения статической рекристаллизации в лабораторных экспериментах по имитации горячей прокатки

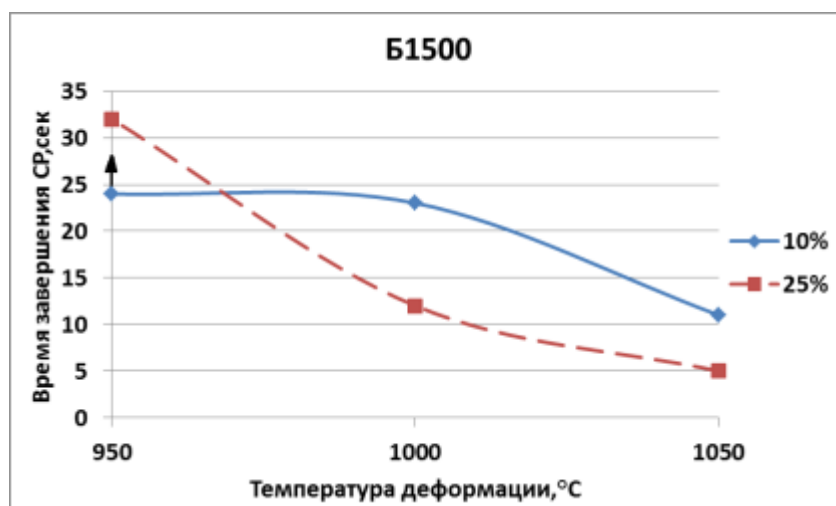
Т, °С	Время завершения СР, $\tau_{\text{Рес}=100\%} (\epsilon_{\text{отн}}=10\%), \text{сек}$	Время завершения СР, $\tau_{\text{Рес}=100\%} (\epsilon_{\text{отн}}=25\%), \text{сек}$
Сталь Б1200		
1050	10	4
1000	24	6
950	20	27

Сталь Б1500		
1050	11	5
1000	23	12
950	24	32
Сталь Б1700		
1050	19	13
1000	18	18
950	30	26

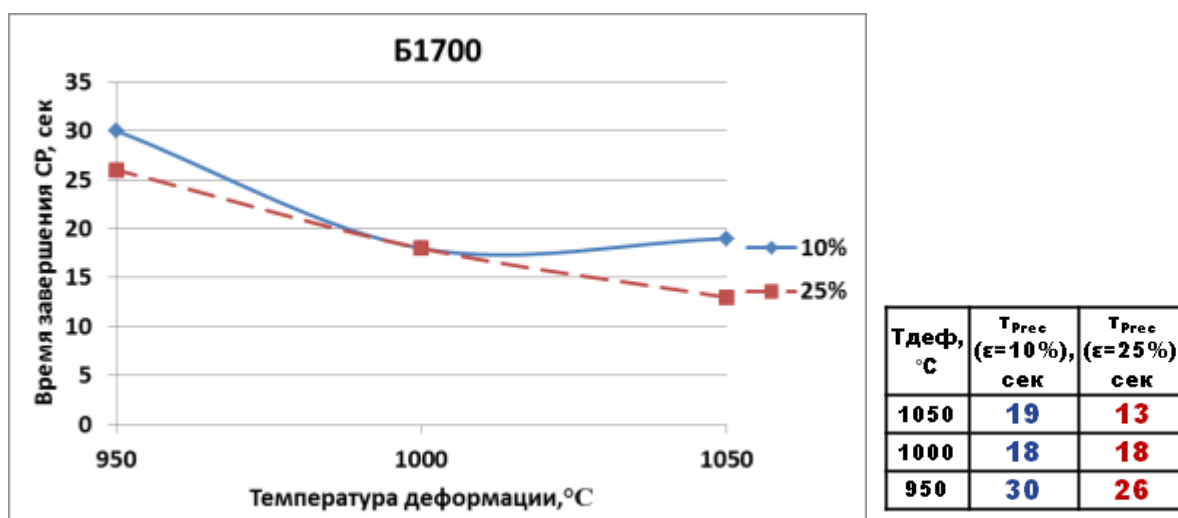
Для исследования статической рекристаллизации при деформации со скоростью 1 с^{-1} построены зависимости времени завершения СР от температуры деформации при относительной деформации 10% и 25%. В выбранном интервале температур время завершения СР при имитации горячей прокатки, определяемое по характеру зависимостей релаксации напряжений, представлено на рисунке 4.1.2.5.



а



б



в

Рисунок 4.1.2.5 – Время завершения СР в зависимости от температуры и степени относительной деформации для стали Б1200 (а), Б1500(б) и Б1700(в)

Следует отметить немонотонность зависимости времени завершения СР от температуры деформации при относительной деформации 10% для сталей Б1200 и Б1500. Возможной причиной этого является выделение карбидов, которые тормозят процесс СР. Как было установлено из кривых релаксации напряжений, особенно явно выделение карбидов оказывает влияние на процесс СР при температуре деформации 950°С, что свидетельствует о неполноте этого процесса (приблизительно 80%), т.е. для завершения СР (в отсутствие карбидообразования) потребовалось бы больше времени.

При относительной деформации 25% СР протекает быстрее, чем при 10%. Следует отметить, что во всем исследованном температурном интервале время завершения СР сопоставимо со временем технологических пауз между деформациями при горячей прокатке.

Статическая рекристаллизация по окончании горячей прокатки в исследуемых сталях при относительной деформации 10% завершается только при температуре деформирования 1050 и 1000°С, а при температуре 950°С СР завершается не полностью. При относительной деформации 25% и температурах деформирования 950, 1000 и 1050°С СР завершается, формируя микроструктуру с мелкими равноосными зернами, что благоприятно влияет на конечную мартенситную структуру и механические характеристики стали (рисунок 4.1.2.6 и 4.1.2.7).

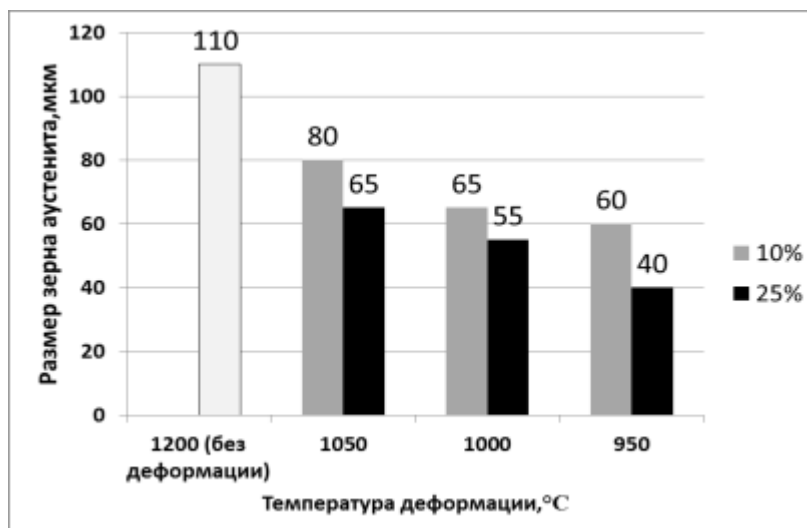


Рисунок 4.1.2.6 – Пример изменения размера зерна аустенита в зависимости от температуры и степени деформации для стали Б1500 при скорости деформации 1 с^{-1}

На рисунке 4.1.2.7 представлена микроструктура стали Б1500.

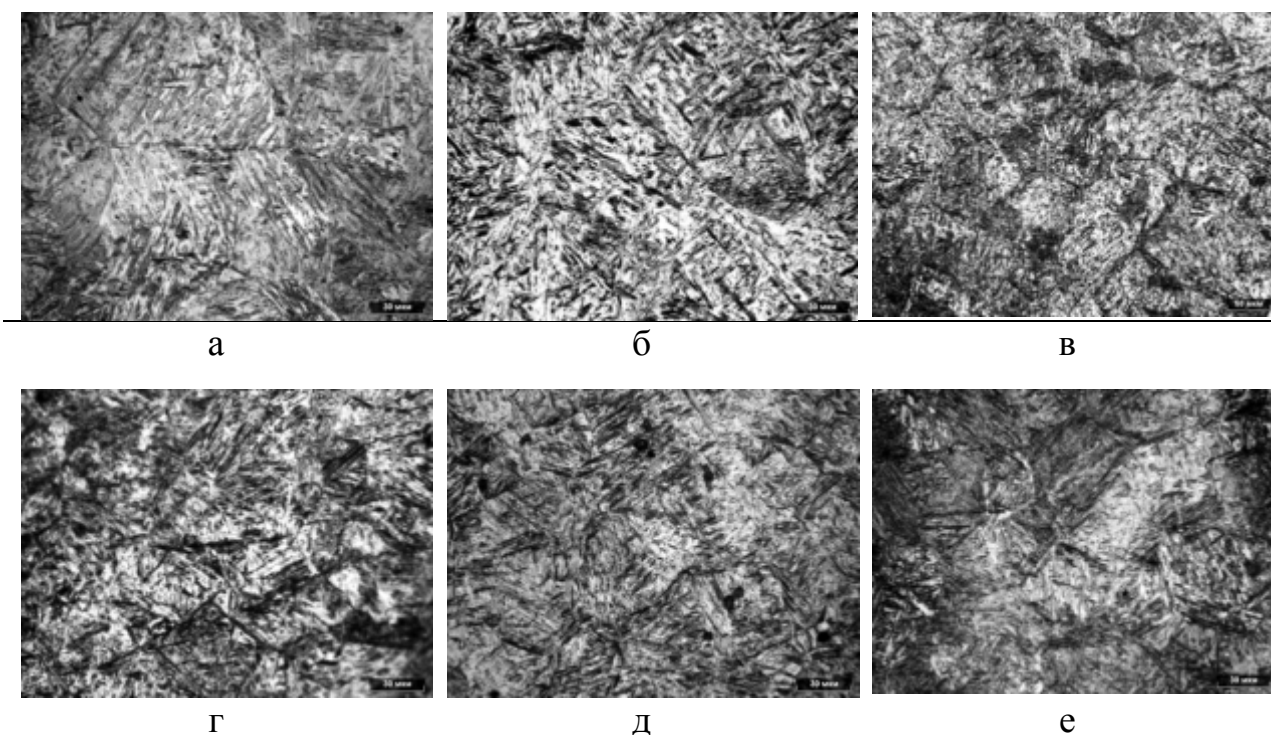


Рисунок 4.1.2.7 - Структуры аустенита стали Б1500 после относительной деформации 10% при температурах деформации 950°C (а), 1000°C (б) и 1050°C (в) и после относительной деформации 25% при температурах деформации 950°C (г), 1000°C (д) и 1050°C (е)

Металлографические исследования показали, что размер зерна аустенита после относительной деформации 10% при 950°C (рисунок 4.1.2.7 (а)) составил 60 мкм, при 1000°C (рисунок 4.1.2.7 (б)) - 80 мкм и при 1050°C (рисунок 4.1.2.7 (в)) - 90 мкм.

Размер зерна аустенита после относительной деформации 25% при 950°C (рисунок 4.1.2.7 (г)) составляет 45 мкм, при 1000°C (рисунок 4.1.2.7 (д)) - 50 мкм и при 1050°C (рисунок 4.1.2.7 (е)) - 70 мкм. Из этого следует, что при увеличении температуры деформирования и уменьшении степени деформации в новых сталях размер аустенитного зерна возрастает.

Таким образом, для формирования мелкозернистого аустенита в микролегированной среднеуглеродистой стали Mn-Cr-Ni-Cu композиции легирования при горячей прокатке необходимо использовать обжатия порядка 25% на начальной стадии прокатки, а на последующих стадиях возможны более низкие деформации с большей скоростью для ее накопления.

4.1.3. Исследование кинетики динамической и статической рекристаллизации при имитации горячей штамповки (скорости деформации 100 с⁻¹)

Динамическая рекристаллизация. На диаграммах деформирования исследуемых сталей (рисунок 4.1.3.1), построенных при деформации со скоростью 100 с⁻¹, выявить пик напряжений, связанный с протеканием ДР, не удалось из-за пилообразных искажений диаграммы.

Чередование процессов наклепа и разупрочнения на диаграммах деформирования сталей B1200 и B1500 связано в первую очередь с повышенной скоростью деформации (100с⁻¹), которая вызывает мощный тепловой эффект на начальном этапе деформирования (приблизительно до 0,6 истинной деформации), приводя к разупрочнению металла (возможно за счет протекания ДР). При дальнейшем сжатии температура внутри образца рассеивается, и зубчатость диаграммы сглаживается. Следует отметить, что исследование ДР в сталях при повышенных скоростях деформации все еще недостаточно изучено, поэтому однозначно о протекании ДР при скорости деформации 100 с⁻¹ говорить нельзя, так как опираясь на [46], с повышением скорости деформирования должно повышаться значение максимума истинных напряжений $\sigma = \sigma_p$ и, соответственно, увеличиваться

значение истинной деформации $\varepsilon = \varepsilon_p$, чего при скорости деформации 100 с^{-1} не наблюдается.

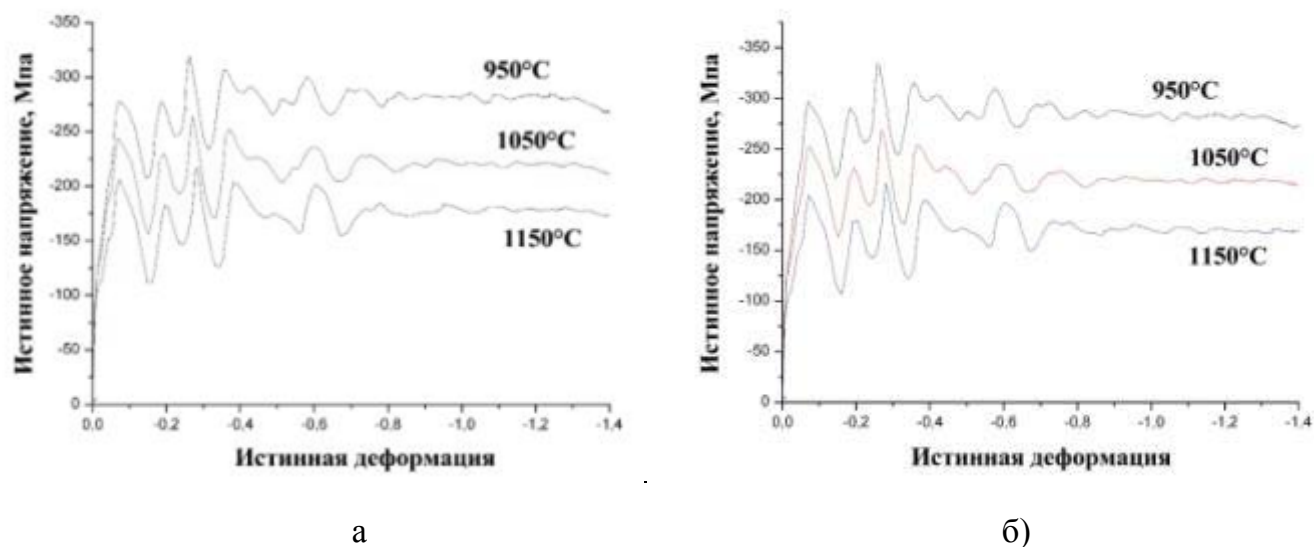


Рисунок 4.1.3.1 - Диаграммы деформирования сталей марок Б1200 (а) и Б1500 (б) при температурах 950, 1050 и 1150 °С при скорости деформации 100 с^{-1}

Металлографические исследования показали, что при деформации со скоростью 100 с^{-1} при температуре 950°C размер аустенитного зерна, например, для стали Б1500, составляет $\sim 20 \text{ мкм}$, при $T=1050^\circ\text{C}$ $\sim 40 \text{ мкм}$, при $T=1150^\circ\text{C}$ $\sim 60 \text{ мкм}$ (рисунок 4.1.3.2). Видно, что по сравнению с исходным, размер аустенитного зерна в ходе испытания уменьшился, что свидетельствует о протекании процесса ДР и, возможно, метадинамической рекристаллизации.

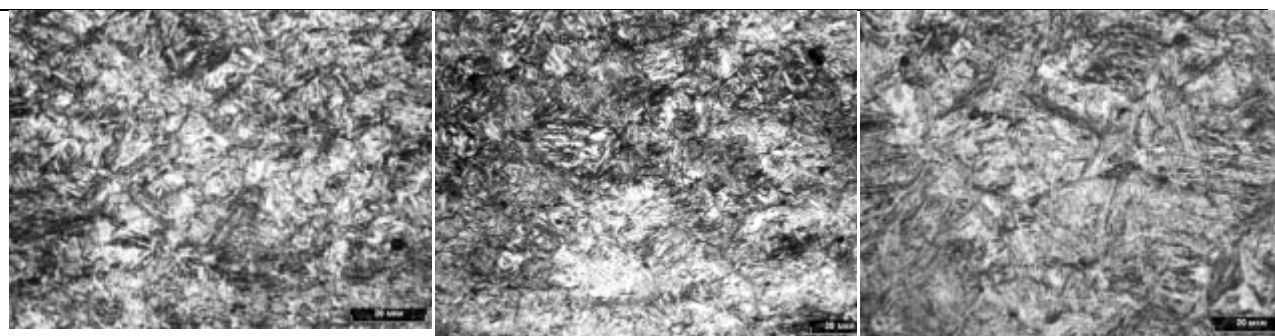
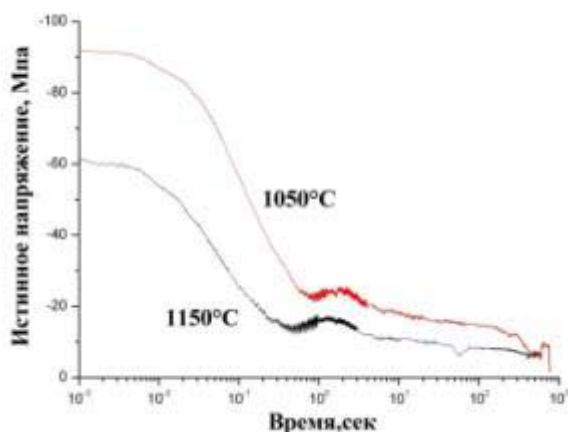


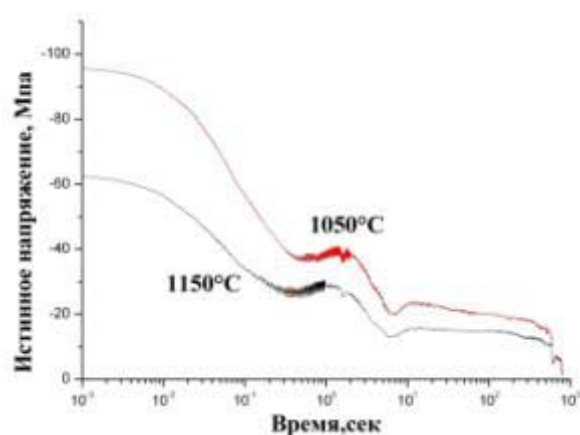
Рисунок 4.1.3.2 - Микроструктура стали марки Б1500 после истинной деформации 1,5 при 100 с^{-1} при температурах 950 (а), 1050 (б) и 1150 °С (в)

Статическая рекристаллизация. Для исследования статической рекристаллизации при имитации горячей штамповки построены зависимости

релаксации напряжений от времени при степенях относительной деформации 40% и 60% для стали Б1200 (рисунок 4.1.3.3) и для стали Б1500 (рис. 4.1.3.4).

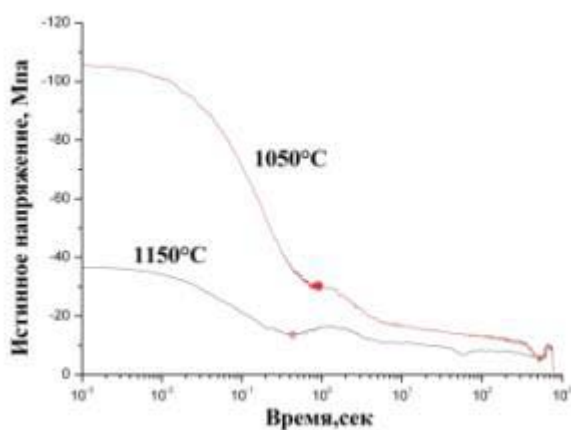


а

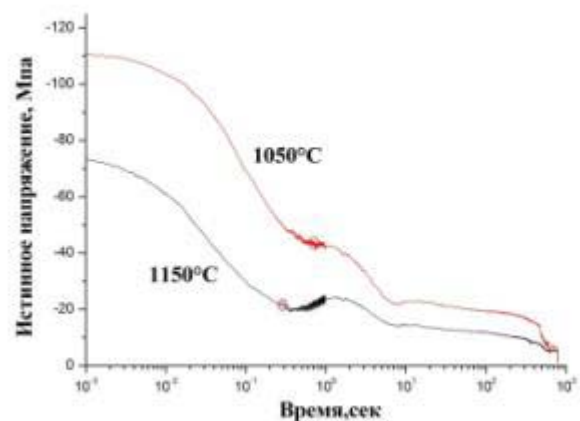


б

Рисунок 4.1.3.3 - Графики релаксации напряжений стали Б1200 при величине относительной деформации 40% (а) и 60% (б) и скорости деформации 100 с^{-1}



а



б

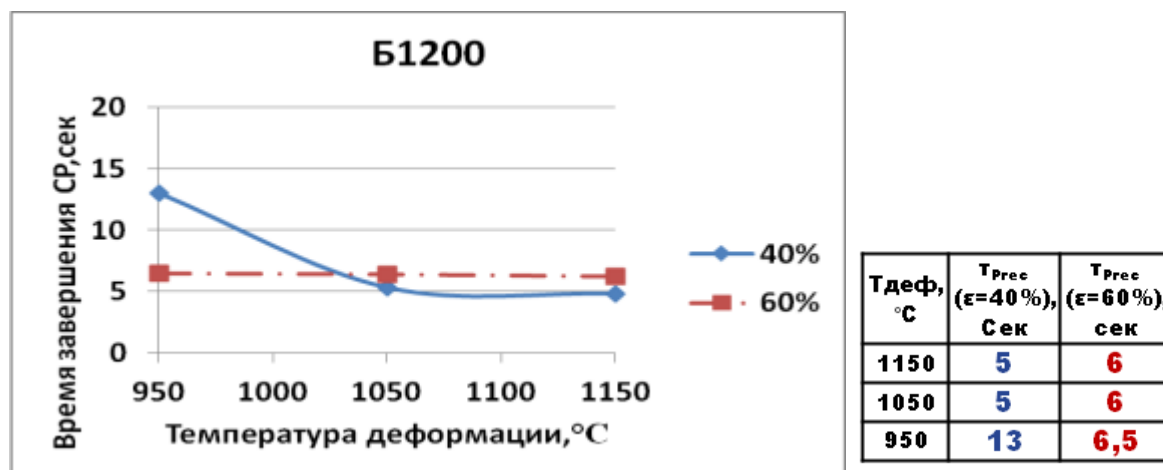
Рисунок 4.1.3.4 - Графики релаксации напряжений стали Б1500 при величине относительной деформации 40% (а) и 60% (б) и скорости деформации 100 с^{-1}

Время завершения СР при имитации горячей штамповки, определяемое по характеру релаксации напряжений представлено в таблице 4.1.3.2. Показано, что независимо от марки стали время завершения статической рекристаллизации в выбранном температурном интервале после деформации 60% со скоростью 100 с^{-1} составляет от 6 до 8 сек, а после деформации 40% - от 4 до 11 сек.

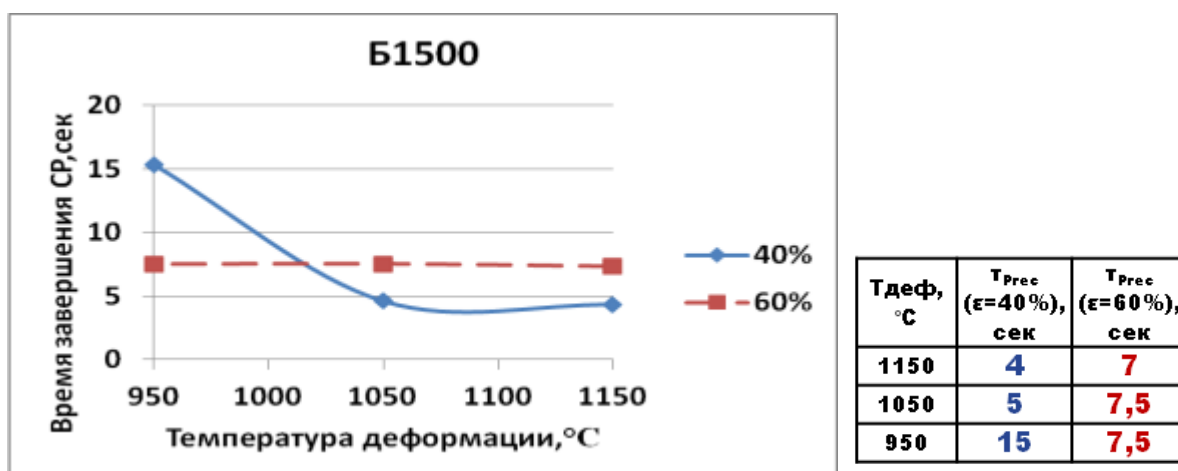
Таблица 4.1.3.2 - Время завершения СР $\tau_{\text{Прес}}$ в стали Б1200, Б1500 и Б1700, при имитации горячей штамповки (100 с^{-1}), определенное методом релаксации напряжений, в зависимости от температуры и степени деформации

T, °C	Время завершения СР, $\tau_{\text{Прес}=100\%}$ ($\epsilon_{\text{отн}}=40\%$), сек	Время завершения СР, $\tau_{\text{Прес}=100\%}$ ($\epsilon_{\text{отн}}=60\%$), сек
Сталь Б1200		
1150	5	6
1050	5	6
950	13	6,5
Сталь Б1500		
1150	4	7
1050	5	7,5
950	15	7,5
Сталь Б1700		
1150	7	8
1050	11	8
950	17	7

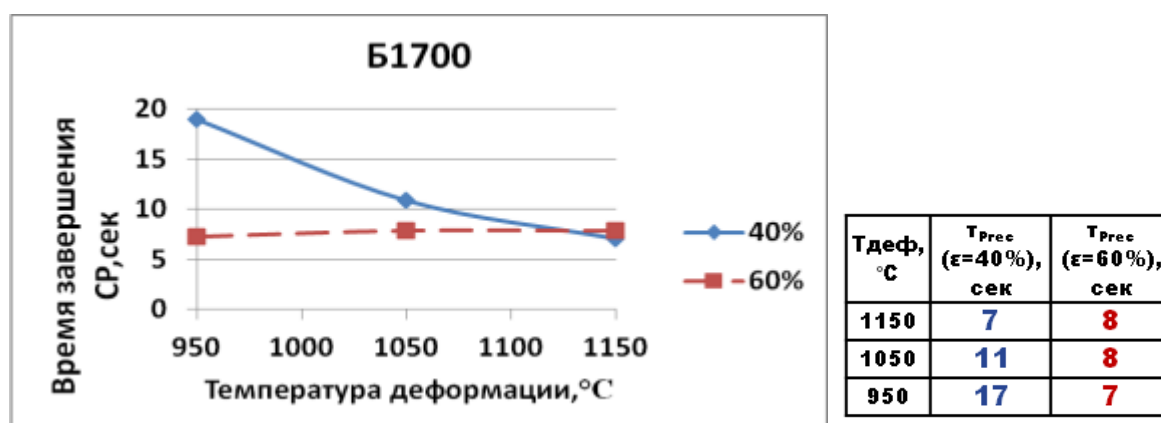
Для статической рекристаллизации после деформации со скоростью 100 с^{-1} , построены зависимости времени завершения СР при относительной деформации 40% и 60%, характерной для штамповки заготовок на молоте. Время завершения СР при имитации горячей штамповки, определяемое по характеру зависимостей релаксации напряжений, представлено на рисунке 4.1.3.5.



а



б



в

Рисунок 4.1.3.5 - Время завершения СР, в зависимости от температуры и степени деформации в сталях Б1200(а), Б1500(б) и Б1700(в)

Тот факт, что для сталей Б1200 и Б1500 при меньшей степени деформации СР завершается быстрее, может быть объяснен тем, что большая деформация 60% вызывает ДР, в ходе которой происходит разупрочнение, т.е. снижается движущая сила последующей СР. В стали Б1700 с более высоким уровнем микролегирования, где ДР затруднена, после большей деформации СР завершается быстрее, как и следовало ожидать.

По результатам исследований установлено, что статическая рекристаллизация в новых сталях при относительной деформации 40 и 60% и деформации со скоростью 100с^{-1} завершается за время 4-11 с, т.е. СР проходит во время извлечения заготовки из штампа. Следует также заметить, что после $\tau_{\text{ЗСР}}$ возможен рост зерен аустенита, связанный с процессом собирательной рекристаллизации.

В ходе металлографических исследований были определены размеры зерна аустенита после относительной деформации 40% и 60% при деформации со

скоростью 100 с^{-1} (рисунок 4.1.3.6 и 4.1.3.7). Рост зерна аустенита при увеличении степени деформации и температуры деформации объясняется сильным термическим эффектом, возникающим при столь высокой скорости нагружения, вследствие чего наблюдается довольно высокая разнотернистость.

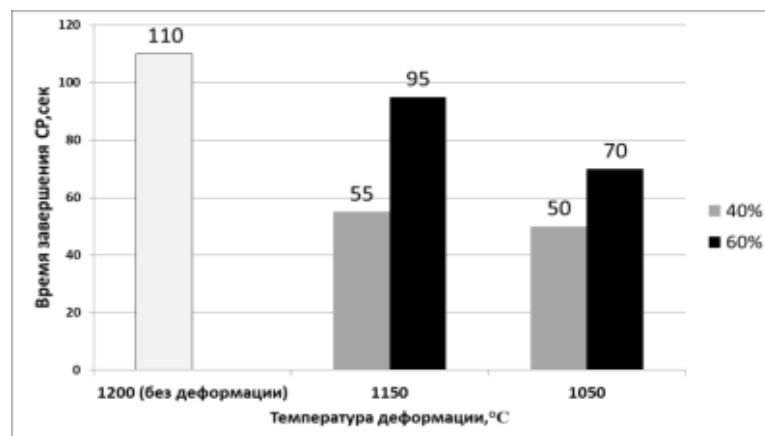


Рисунок 4.1.3.6 – Пример изменения размера зерна аустенита в зависимости от температуры и степени деформации для стали Б1500 при скорости деформации 100 с^{-1}

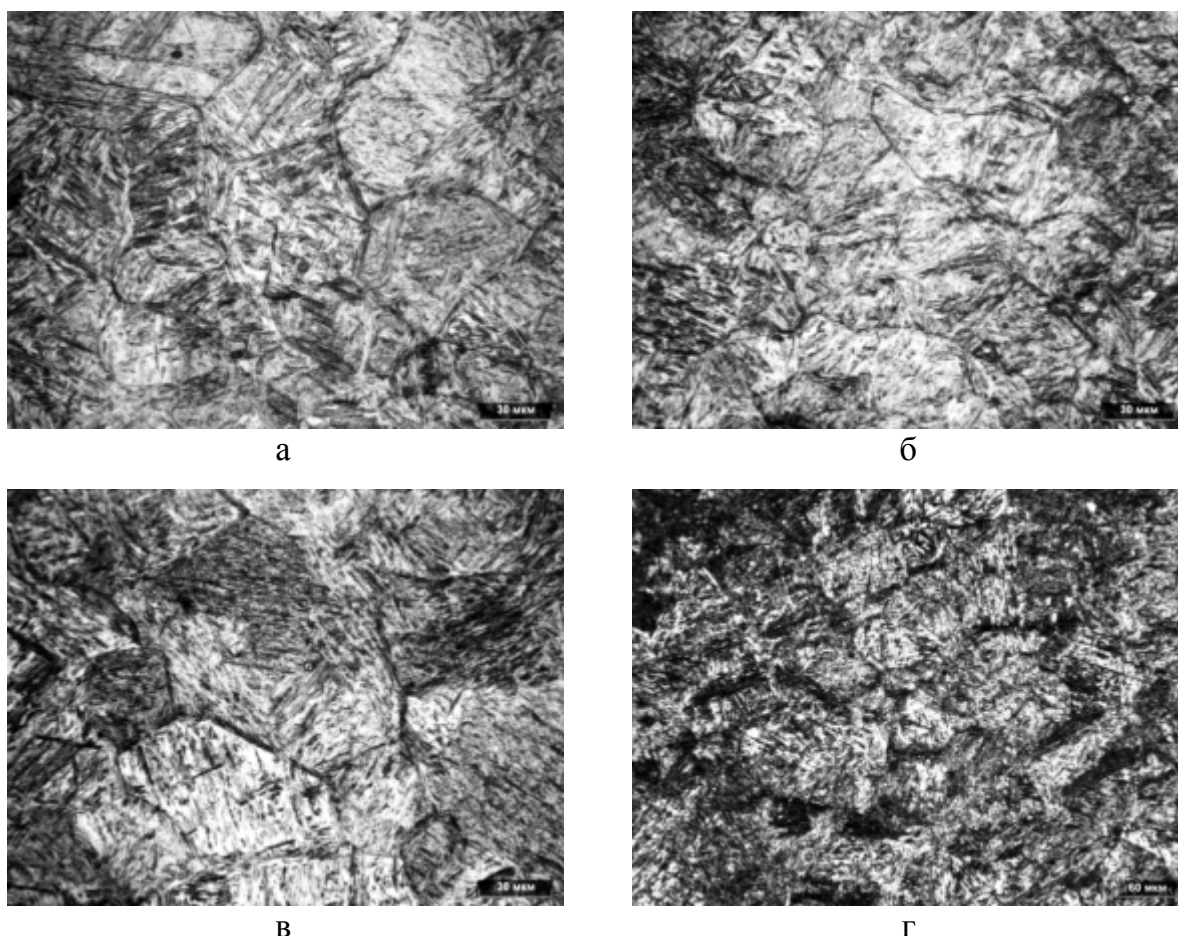


Рисунок 4.1.3.7 - Структуры аустенита стали Б1500 после относительной деформации 40% при температурах деформации 1050°C (а) и 1150°C (б) и после относительной деформации 60% при температурах деформации 1050°C (в) и 1150°C (г)

Металлографические исследования показали, что размер зерна аустенита после относительной деформации 40% при 1050°C (рисунок 4.1.3.7(а)) составил 50 мкм и при 1150°C (рисунок 4.1.3.7(б)) - 60 мкм. Размер зерна аустенита после относительной деформации 60% при 1050°C (рисунок 4.1.3.7(в)) составляет 90 мкм, а при 1150°C (рисунок 4.1.3.7(г)) - 110 мкм.

Таким образом, в исследуемых сталях был определен размер зерна аустенита, получены количественные данные по процессам динамической и статической рекристаллизации при моделировании условий прокатки и штамповки.

После получения конечной формы деталей сельхозтехники в процессе штамповки проводят упрочняющую термическую обработку, состоящую из закалки и низкого отпуска. Результаты исследования структуры и механических свойств после закалки приведены в следующем разделе.

4.2. Исследование влияния режимов закалки на изменение структуры и механических свойств

Правильный выбор температуры закалки определяет прокаливаемость, закаливаемость и отпускостойчивость стали. Выбор температуры закалки для среднеуглеродистых среднелегированных сталей определен необходимым перегревом выше температуры A_{c3} с целью получения достаточно гомогенного аустенита с растворением в нем карбидов, сформировавшихся на этапах предварительной обработки (при медленном охлаждении после прокатки или штамповки). Критические температуры для стали разработанных составов приведены в разделе 3 в таблице 3.1.2.

Необходимость полного перевода легирующих элементов в твердый раствор аустенита определяется требованием максимального легирования аустенита для получения при закалке преимущественно мартенситных структур, отличающихся наиболее высокой прочностью и твердостью.

Закаливаемость как свойство получения максимальной твердости стали после закалки обеспечивается, в основном, повышением содержания углерода в аустените

перед закалкой и напрямую зависит от температуры закалки. При недостаточно высокой температуре закалки снижение прочности при отпуске стали будет значительнее, и уровень требуемых свойств может не быть достигнут. Слишком высокая температура закалки может привести к чрезмерному росту зерна, увеличению доли остаточного аустенита, а также повышает склонность к образованию закалочных трещин и короблению деталей.

Изучено влияние закалки от двух температур – 850 и 900°С для стали составов Б1200, Б1500 и Б1700 на твёрдость образцов опытных плавков. Время выдержки при температуре закалки для всех образцов составляло 2 часа, охлаждение осуществлялось в воде. Значения твёрдости для листов толщиной 6, 12, 18 мм представлены в таблице 4.2.1.

Таблица 4.2.1- Твёрдость образцов в закаленном состоянии

Марка стали	Номер плавки	Температура закалки, °С	Толщина, мм	HRC (среднее из 5-ти измерений)	HRC среднее
Б1200	2	850	6	48	48
		850	12	52	
		850	18	45	
		900	6	46	49
		900	12	52	
		900	18	48	
Б1500	5	850	6	37	42
		850	12	43	
		850	18	45	
		900	6	46	52
		900	12	59	
		900	18	50	
Б1700	10	850	6	41	43
		850	12	44	
		850	18	43	
		900	6	60	54
		900	12	51	
		900	18	51	

Из таблицы 4.2.1 следует, что для стали Б1200 повышение температуры закалки оказывает незначительное влияние на твердость, которая повышается на 2-3 единицы, для стали Б1500 и Б1700 это влияние более существенно. Так, для стали Б1500 средние значения твердости повышаются на 10 единиц с 42 до 52 единиц, для стали Б1700 - на 11 единиц с 43 до 54 единиц. Причем образцы толщиной 18 мм

обладают меньшей твердостью, чем образцы 6 и 12 мм. Для образцов стали Б1200 толщиной 6 мм с изменением температуры закали твердость практически не меняется, для образцов той же толщины стали Б1500 твердость увеличивается с 37 до 46 единиц, а для образцов стали Б1700 - с 41 до 60 HRC. Образцы толщиной 12 мм из стали Б1200, закаленные с температуры 850 и 900С, обладают твердостью 52 HRC, из стали Б1700 - 44 и 51 соответственно. Твердость образцов толщиной 18 мм стали Б1200 с повышением температуры закали от 850С до 900С повышается на 3 единицы, для стали Б1200 - с 45 до 48 HRC, для стали Б1500 - на 5 единиц с 45 до 50 HRC, для стали Б1700 - на 8 единиц с 43 до 51 HRC.

Таким образом, повышение температуры аустенитизации до 900 обеспечивает более высокие значения твердости по сравнению с температурой 850С, что обусловлено наиболее полным переходом легирующих элементов в твердый раствор и, возможно, незначительным ростом зерна, способствующим повышению прокаливаемости. Целесообразно для дальнейших исследований выбрать температуру нагрева под закалику 900С.

Механические свойства образцов листового проката опытных плавков различной толщины в закаленном состоянии после нагрева до температуры 900С и охлаждения в воде приведены в таблице 4.2.2.

Таблица 4.2.2 - Механические свойства листов в закаленном состоянии

Марка стали	Номер плавки	Толщина листов, мм	Механические свойства					
			$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	δ_p , %	ψ , %	КСУ ⁺²⁰ Дж/см ²
Б1200	3	6	1730	2125	12,0	3,0	28	-
	3	12	1565	1915	10,4	2,8	35	54
	2	18	1425	1765	12,5	3,1	45	29
Б1500	7	6	1750	2055	6,6	0,7	7	12
	7	12	1720	2195	9,0	3,3	29	13
	5	18	1710	2225	6,3	3,1	18	12
Б1700	10	6	1780	2470	5,5	3,5	18	-
		12	1770	2300	7,5	3,5	16	-
		18	1730	2290	4,8	1,6	6	-

Механические свойства образцов опытных плавков №2, №3, №7, №5 и №10 в закаленном состоянии характеризуются достаточно высокими значениями предела

текучности: для стали Б1200 они составляют 1425-1730 МПа, для стали Б1500 - 1710-1750 МПа, для стали Б1700 – 1730-1780 МПа.

Для стали Б1200 при увеличении толщины листового проката, подвергнутого закалке, от 6 до 12 мм и от 12 до 18 мм значения предела текучести и временного сопротивления снижаются примерно на 10%. Относительное удлинение составляет 10,4-12,5%, относительное равномерное удлинение – 2,8-3,1%, относительное сужение поперечного сечения – 28-45%.

Ударная вязкость в закаленном состоянии для стали Б1200 составляет 29-54 Дж/см², для стали Б1500 - 12-13 Дж/см². Для стали Б1700 ударная вязкость в закаленном состоянии не определялась.

Для стали Б1500 и Б1700 снижение предела текучести при увеличении толщины листов незначительно и составляет не более 3% между минимальной и максимальной исследованной толщиной. В отличие от стали Б1200, временное сопротивление образцов из стали Б1500 с увеличением толщины листов растёт, что может быть обусловлено увеличением доли немартенситных продуктов превращения.

Относительное равномерное удлинение после закалки в стали Б1500 составляет 0,7-3,3%, в стали Б1700 – 1,6-3,5%. Получение минимальных значений этой характеристики может быть связано с наличием дефектов поверхности некоторых образцов, учитывая сложность их изготовления в закаленном состоянии.

Структура металла в закаленном состоянии приведена на рисунке 4.2.1, она представляет собой мартенсит высокой дисперсности.

Исследования микроструктуры с использованием просвечивающей электронной микроскопии показало следующее.

Сталь Б1200, плавка №3, лист толщиной 12 мм. Основной структурной составляющей в этом образце является реечный мартенсит в соответствии с рисунком 4.2.2. Ширина рейки составляет в среднем 220 нм, плотность дислокаций в рейках $4,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$.

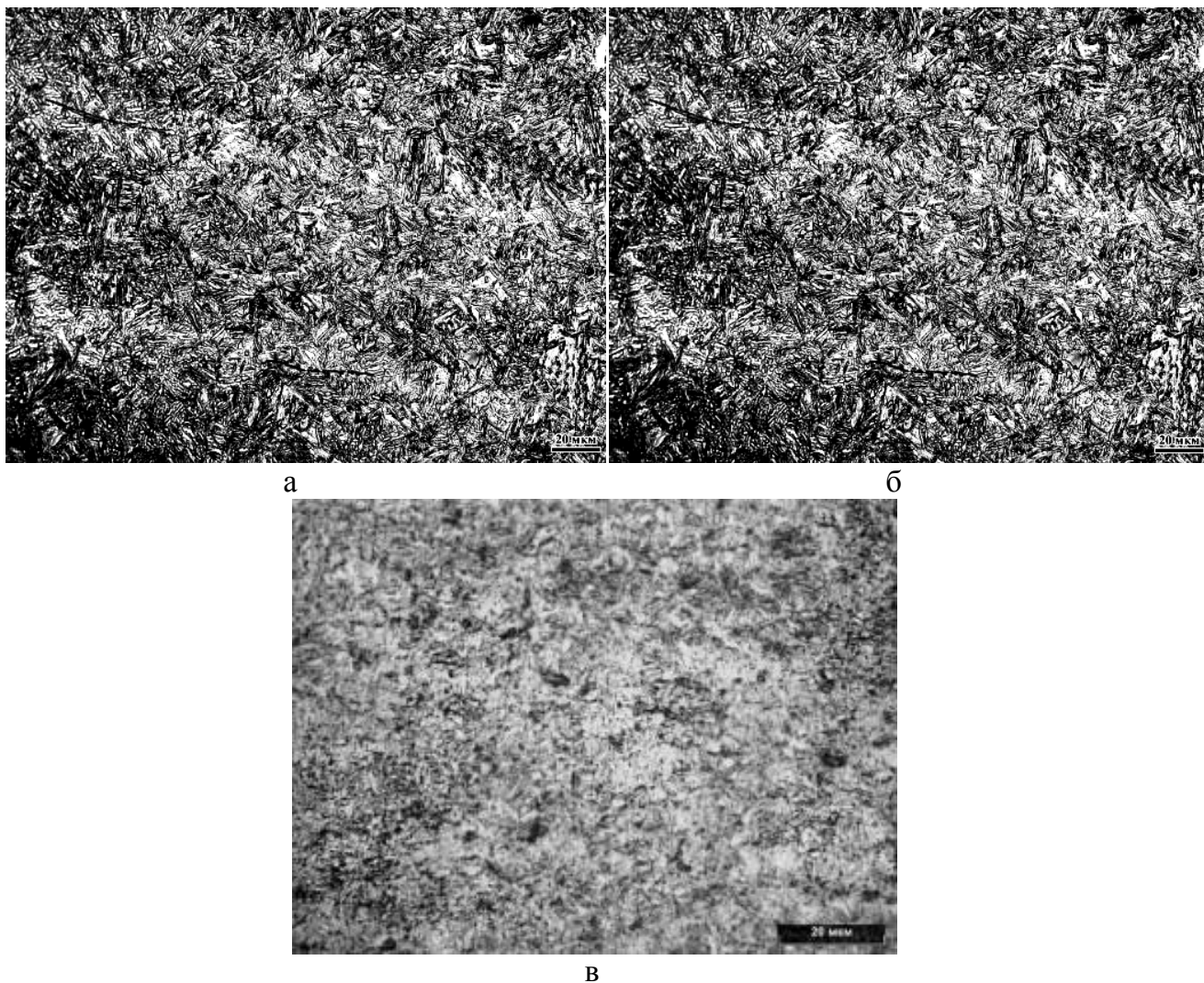


Рисунок 4.2.1- Микроструктура образцов (увеличение 500 крат) от листов толщиной 12 мм после заковки $900^{\circ}\text{C} - 2$ часа – охлаждение в воде: а - плавка стали Б1200 № 3; б - плавка стали Б1500 № 7, в – плавка стали Б1700 № 10

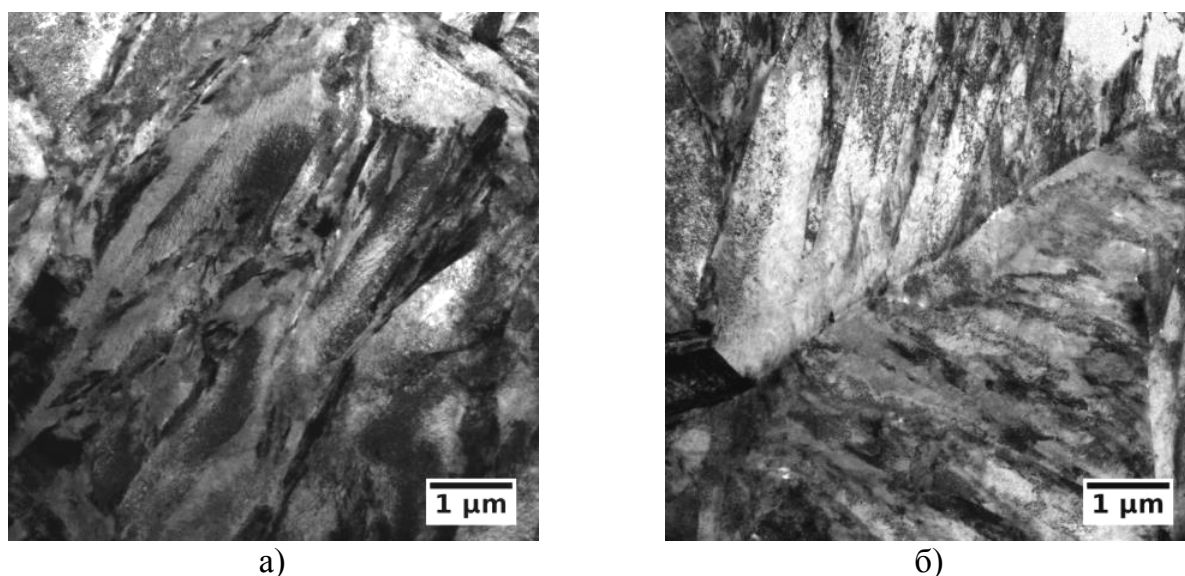


Рисунок 4.2.2- Речный мартенсит в структуре образца листового проката толщиной 12 мм из стали Б1200: а) пакет речного мартенсита; б) речный мартенсит у границы исходного аустенитного зерна

По границам реек и мартенситных пакетов обнаружены прослойки остаточного аустенита, фотографии приведены на рисунке 4.2.3. Ширина прослоек остаточного аустенита составляет около 30-50 нм.

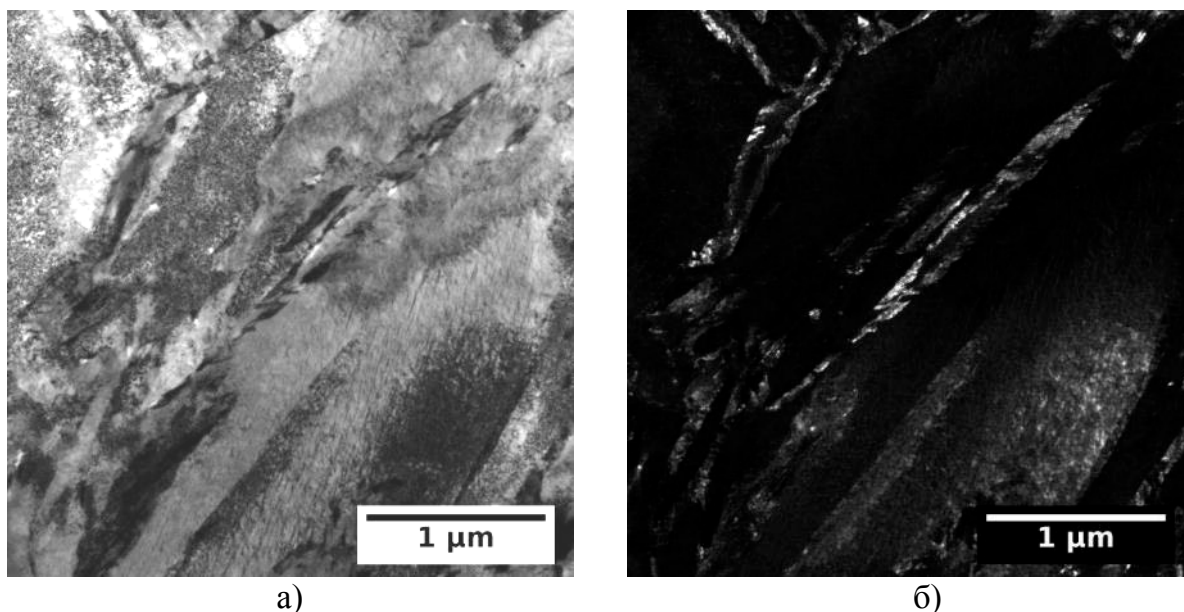


Рисунок 4.2.3- Остаточный аустенит по границам в структуре образца из стали Б1200 (а) — светлопольное изображение; (б) — темнопольное изображение остаточного аустенита

Кроме реечного мартенсита в структуре обнаружены области высокотемпературного мартенсита (мартенсита самоотпуска) шириной около 1 мкм согласно рисунку 4.2.4. Средний размер частиц самоотпуска составляет 17 нм, объёмная плотность их распределения составила $3,8 \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$.

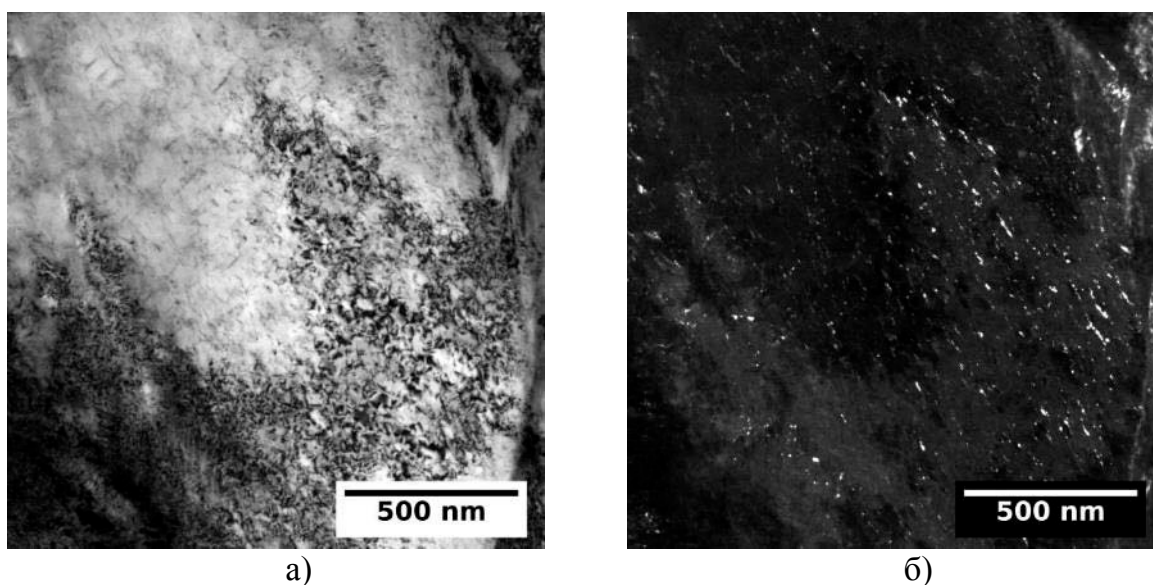
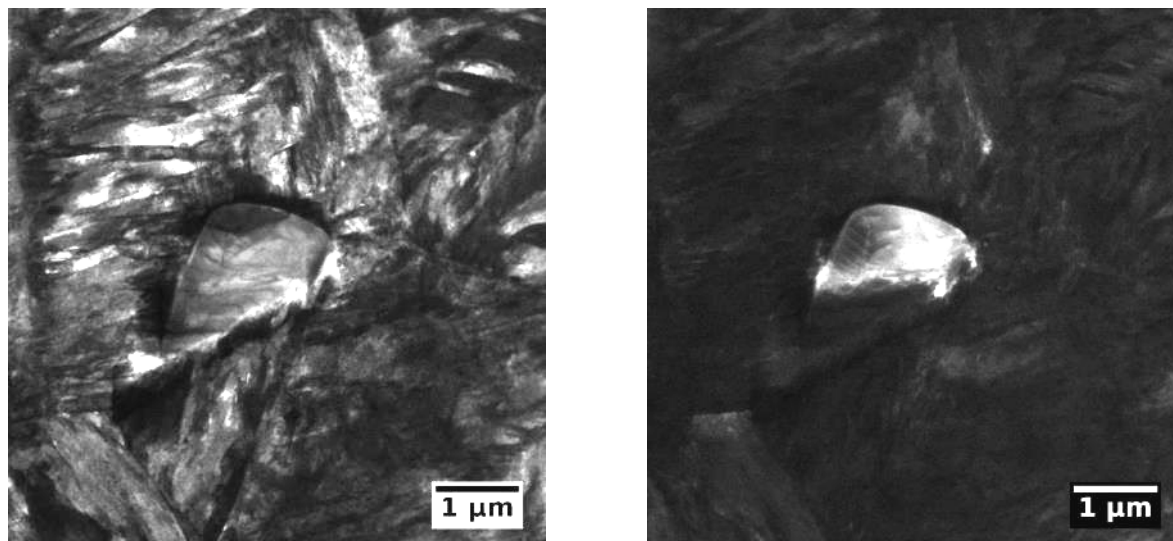


Рисунок 4.2.4- Высокотемпературный мартенсит в образце из стали Б1200, (а) — светлопольное изображение; (б) — темнопольное изображение

В структуре образца из стали Б1200 обнаружены отдельные области остаточного аустенита размером до 7 мкм, расположенные обособленно по стыкам мартенситных пакетов. Соответствующие фотографии представлены на рисунке 4.2.5.

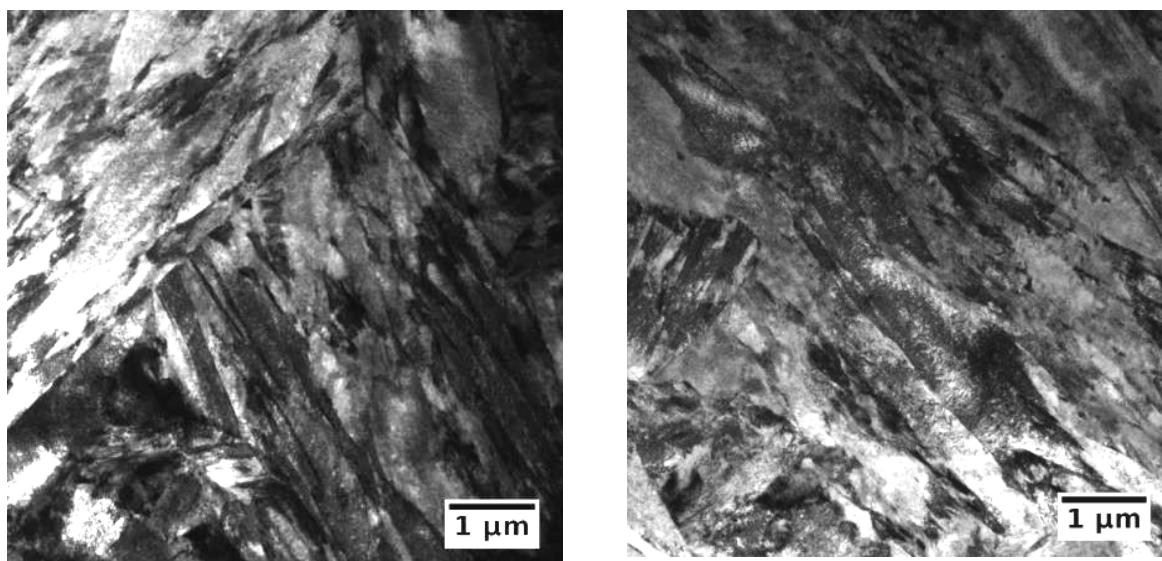


а)

б)

Рисунок 4.2.5- Отдельные области остаточного аустенита в структуре образца из стали Б1200, (а) — светлопольное изображение; (б) — темнопольное изображение

Сталь Б1500, плавка №7, лист толщиной 12 мм. В структуре образца из стали Б1500 преобладает реечный мартенсит с шириной рейки около 100 нм и плотностью дислокаций в рейках $4,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ согласно рисунку 4.2.6.



а)

б)

Рисунок 4.2.6 - Реечный мартенсит в структуре образца листового проката толщиной 12 мм из стали Б1500

Между рейками в мартенсите обнаружены прослойки остаточного аустенита шириной около 50 нм, фотографии приведены на рисунке 4.2.7.

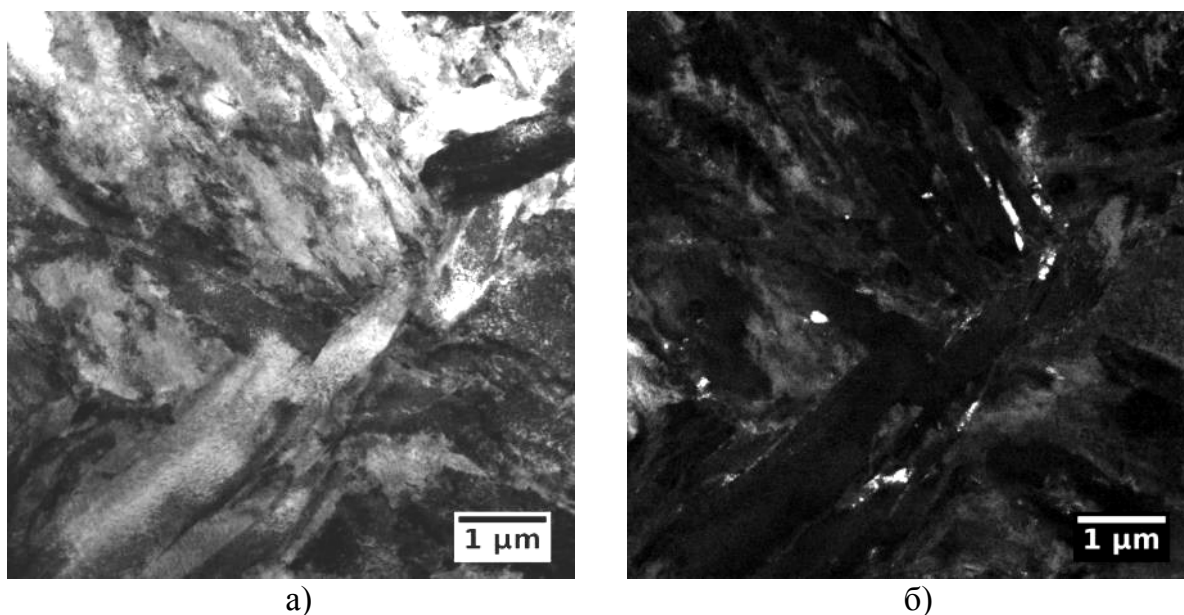


Рисунок 4.2.7- Остаточный аустенит по границам в структуре закаленного образца из плавки №7 стали Б1500 (а) — светлопольное изображение; (б) — темнопольное изображение остаточного аустенита

В структуре образца из стали Б1500 обнаружен высокотемпературный мартенсит в виде вытянутых областей шириной около 1 мкм согласно рисунку 4.2.8. Размер карбидов самоотпуска составляет в среднем 22 нм, объёмная плотность их распределения $2,5 \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$.

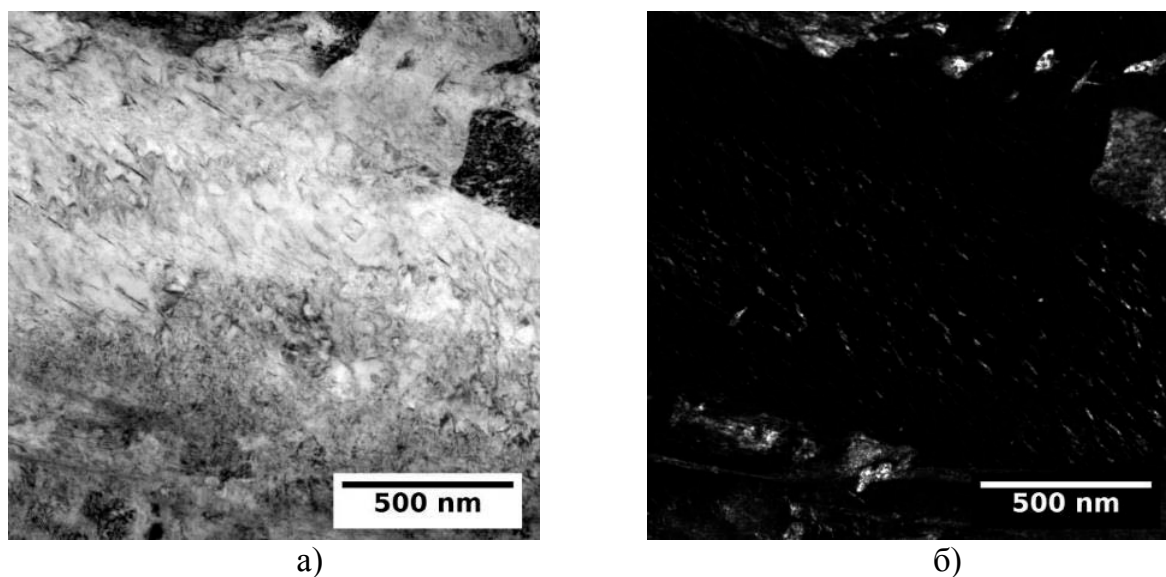


Рисунок 4.2.8 - Высокотемпературный мартенсит в структуре образца из стали Б1500: (а) — светлопольное изображение; (б) — темнопольное изображение карбидов самоотпуска

В структуре материала образца из стали Б1500 обнаружен двойниковый мартенсит в виде пластин шириной 1-1,5 мкм согласно рисунку 4.2.9. Ширина отдельных двойников составляет около 50 нм.

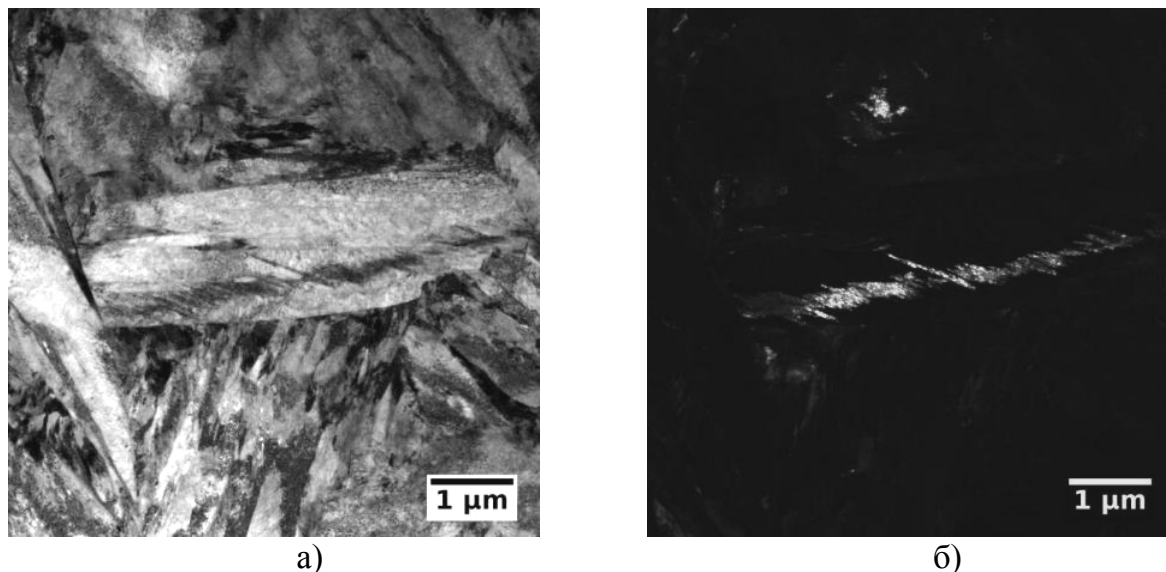


Рисунок 4.2.9 - Двойниковый мартенсит в структуре образца из стали Б1500: (а) — светлопольное изображение; (б) — темнопольное изображение двойников

Таким образом, структура образцов листового проката толщиной 12 мм из сталей Б1200 и Б1500 (закалённое состояние) состоит преимущественно из реечного мартенсита с высокой плотностью дислокаций ($4,0-4,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Судя по данным просвечивающей электронной микроскопии, в структуре обоих образцов присутствует остаточный аустенит, причём в образце из стали Б1200 его содержание больше, а области крупнее, чем в образце из стали Б1500. Ширина реек в образце из стали Б1200 в два раза больше, чем в образце из стали Б1500 (220 нм и 100 нм соответственно), что обусловлено разной температурой мартенситного превращения вследствие различного уровня легирования. По этой же причине в структуре образца из стали Б1500 наблюдается двойниковый мартенсит. Наличие высокотемпературного мартенсита свидетельствует о том, что процессы перераспределения и выхода углерода из пересыщенного твердого раствора мартенсита частично начинаются уже в процессе самого мартенситного превращения из-за достаточно высоких температур его начала. В стали Б1700 наблюдаются те же структурные составляющие, но доля двойникового мартенсита выше, а доля высокотемпературного мартенсита ниже, ширина реек близка к ширине реек мартенсита в стали Б1500.

Для выбора оптимальных режимов термической обработки дальнейшие исследования влияния режимов отпуска для стали марок Б1200, Б1500 и Б1700 проводили после нагрева под закалку при 900°C.

4.3. Исследование влияния отпуска на изменение структуры и механических свойств стали

Требуемые в соответствии с таблицей 1.7.1 свойства среднеуглеродистой среднелегированной стали обеспечиваются после закалки и низкого отпуска. Выбор температуры отпуска наряду с содержанием углерода оказывает определяющее влияние на свойства [92].

Увеличение содержания углерода повышает сопротивление пластической деформации (твердость, прочностные характеристики) и сопротивление срезу, но резко понижает сопротивление отрыву и чувствительность к надрезу. Указывается, что длительный отпуск при низких температурах (до 200°C) слабо влияет на сопротивление стали пластической деформации, но заметно повышает сопротивление отрыву. После отпуска при более высоких температурах проявляется влияние легирующих элементов на сопротивление пластической деформации, которые определяют скорость распада мартенсита, и, соответственно, содержание углерода в твердом растворе и дисперсность карбидов. Легирующие элементы, особенно комплексное легирование, повышают пластичность низкоотпущенной стали, а степень однородности структуры, в том числе в ультрамикроробъемах, влияет на сопротивление разрушению.

Для металла изготовленных плавок изучали влияние температуры отпуска в интервале 100-500°C и длительности отпуска (2-6 часов) на изменение структуры и механических свойств образцов, подвергнутых закалке от температуры 900°C в воду. Результаты приведены в таблице 4.3.1. На рисунках 4.3.1 – 4.3.8 приведены зависимости изменения механических свойств образцов листового проката толщиной 6, 12, 15 и 18 мм опытных плавок из стали Б1200, Б1500 и Б1700 от температуры низкого отпуска [93].

Таблица 4.3.1 – Механические свойства (средние значения) образцов листового проката из стали Б1200, Б1500 и Б1700 после закалки от 900°С, выдержка 2 часа, охлаждение в воде и отпуска

Марка стали	№ плавки	Толщина, мм	Отпуск, °С	τ выде ржки, ч	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	δ_p , %	KCU ₂ Дж/см ²	HRC	
Б1200	2	6	250	6	1535	1295	12,0	44,5	2,5	62	42,8	
		6	300	6	1520	1290	13,0	32	2,2	60	44,0	
		6	350	6	1410	1245	16,3	38	2,5	61	40,0	
		18	150	4	1635	1405	10,5	45	3,3	48	-	
		18	250	6	1600	1360	11,8	46,5	2,8	42	44,8	
		18	300	6	1520	1305	10,5	44,5	2,6	40	43,0	
	3	18	350	6	1425	1260	12,3	47,5	2,8	39	40,8	
		6	200	4	1800	1670	11,5	48,0	2,1	68	49,4	
		6	250	6	1650	1405	12,3	48,5	2,6	51	47,5	
		6	300	6	1655	1405	11,5	48	2,7	68	44,8	
		6	350	6	1455	1300	12,5	52	2,7	61	45,5	
		12	200	4	1805	1525	10,9	36	3,1	37	49,8	
		12	250	4	1695	1435	10,6	41	2,7	42	47,8	
		12	300	4	1565	1370	10,5	42	2,8	37	44,3	
	Б1500	7	12	250	6	1680	1435	10,3	37,5	2,7	36	49,3
			12	300	6	1605	1390	10,5	39,5	2,8	29	43,5
6			200	4	1940	1630	11,8	36	2,8	58	48,9	
6			250	6	1800	1495	12,0	45	2,9	47	49,8	
6			300	6	1785	1500	11,0	43	2,7	43	49,5	
6			350	6	1635	1415	12,5	44	2,9	40	47,3	
12			200	4	1815	1525	8,1	32,5	2,9	62	-	
12			250	4	1875	1590	8,8	35,5	2,7	40	48,5	
5		12	300	4	1785	1530	10,3	28	2,7	29	50,5	
		12	250	6	1870	1590	9,5	32,5	2,7	36	50,3	
		12	300	6	1810	1545	9,0	33,5	2,8	38	48,8	
		18	150	4	2025	1570	11,2	35	3,8	35	52,7	
		18	200	4	1960	1570	10,4	31	4,1	36	50,3	
		18	250	6	1785	1515	9,3	37	2,5	36	52,3	
Б1700	9	18	300	6	1660	1420	10,1	35	2,7	30	47,5	
		6	150	4	1980	1605	13,8	37	3,2	50	52,0	
		6	200	4	1920	1635	12,8	29	2,7	43	54,5	
		6	250	4	1810	1320	13,0	43,5	4,8	45	49,5	
		6	300	4	1665	1435	10,8	38,5	2,9	27	50,5	
		12	100	2	2235	2035	1,4	2	-	-	-	
		12	200	2	2135	1725	9,1	28	4,4	-	-	
		12	250	2	1945	1680	7,2	24,5	3,4	-	-	
		18	80	2,5	2220	1650	10,2	33	3,7	-	-	
		18	500	2,5	1445	1300	12,7	32,5	4,4	-	-	
		18	150	4	1995	1615	10,6	31,5	4,2	39	53,5	
		18	200	4	1885	1510	10,2	33,5	4,3	29	52,0	
	10	18	250	4	1820	1555	8,3	31,5	2,6	31	49,0	
		18	300	4	1710	1475	9,1	34	2,6	29	48,0	
		18	350	4	-	-	-	-	-	28	46,5	
		6	150	4	1985	1655	10,3	21	2,8	55	50,1	
		6	200	4	1945	1655	9,0	21	2,5	54	52,0	
		6	250	4	1810	1555	7,4	20,5	2,2	48	50,7	
10	6	300	4	1685	1390	8,5	23	2,7	40	43,8		
	6	350	4	1695	1445	7,1	10,5	2,7	36	47,6		
	12	200	4	-	-	-	-	-	42	51,0		
	12	250	4	-	-	-	-	-	34	47,5		
	12	300	4	-	-	-	-	-	26	48,0		

Марка стали	№ плавки	Толщина, мм	Отпуск, °С	τ выде ржки, ч	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	δ_p , %	KCU ₂ , Дж/см ²	HRC
		18	200	2,5	2180	1675	10,2	24,5	4,4	-	52,0
		18	200	4	1985	1645	6,6	17	3,7	39	52,0
		18	250	4	1895	1605	7,0	22,7	2,9	36	47,0
		18	300	4	1800	1530	7,5	30	2,7	29	-
	11	15	150	2	2110	1840	11,8	27,6	3,6	39	51,0
		15	200	2	2035	1795	9,9	20,7	3,5	46	49,0
		15	250	2	1805	1680	9,2	26,5	2,3	47	44,0
		15	300	2	1775	1520	9,1	26,4	2,8	34	43,0
		15	500	2	1470	1310	11,9	28,6	4,5	40	39,0

Анализ результатов испытаний образцов опытных плавок после отпуска при 100-500°C согласно таблице 4.3.1 показал следующее (анализ выполнен по средним значениям характеристик).

Для листового проката толщиной 6 мм из стали B1200 (плавка №2 и №3), в соответствии с рисунками 4.3.1 а, б, в и 4.3.2 а, б, в, отпуск при 250-300°C в течение 6 часов обеспечивает значения предела текучести 1290-1405 МПа, что соответствует заданным требованиям (не менее 1200 МПа), временного сопротивления – 1520-1655 МПа (при уровне требований не менее 1350 МПа), относительного удлинения – не менее 11,5 % (при норме 8%), а ударной вязкости при комнатной температуре – не менее 51 Дж/см² (при требованиях не ниже 30 Дж/см²). Прочностные характеристики образцов от плавки №3 выше, чем образцов от плавки № 2 вследствие различного содержания углерода в них. Повышение температуры отпуска до 350°C приводит к снижению прочностных характеристик и незначительному повышению пластичности, а ударная вязкость изменяется мало. Однако для листового проката толщиной 6 мм даже при такой температуре отпуска механические свойства при растяжении и ударном изгибе остаются выше заданных требований.

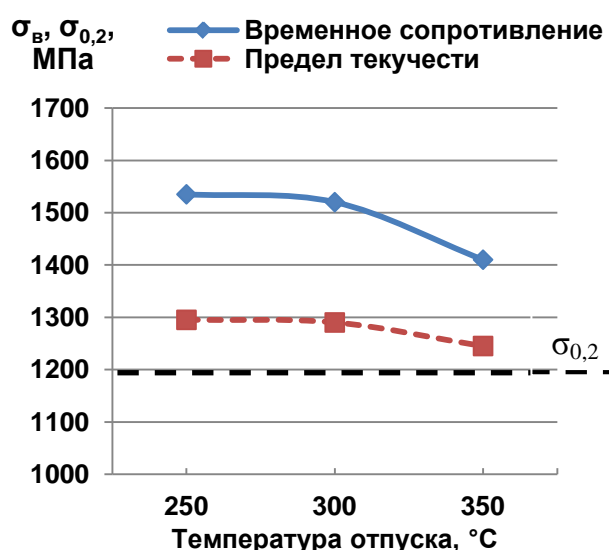
Для листового проката толщиной 12 мм из стали B1200 (плавка №3, отличается более высоким содержанием углерода (0,35%) по сравнению с плавкой №2), рисунок 4.3.2 г, д, е, отпуск при 250-300°C в течение 6 часов обеспечивает значения предела текучести 1390-1435 МПа, что соответствует заданным требованиям (не менее 1200 МПа), временного сопротивления – 1605-1680 МПа (при уровне требований не менее 1350 МПа), относительного удлинения – не менее 10,3 % (при норме 8%), а ударной вязкости при комнатной температуре – 29-36 Дж/см² (при требованиях не ниже 30 Дж/см²).

Снижение продолжительности отпуска с 6 до 4 часов для стали с гарантированным пределом текучести 1200 МПа (рис.4.3.3) практически не изменяет уровень прочностных характеристик (после отпуска 250°C предел текучести составляет 1435 МПа, временное сопротивление – 1680-1695 МПа; после отпуска 300°C предел текучести составляет 1370-1390 МПа, временное сопротивление – 1565-1605 МПа). Пластичность стали также изменяется незначительно и составляет: относительное удлинение - 10,3-10,6%, относительное равномерное удлинение - 2,7-2,8%. Ударная вязкость при увеличении продолжительности отпуска снижается с 37-42 Дж/см² до 29-36 Дж/см². Такой характер снижения ударной вязкости можно связать с процессами отпускной хрупкости первого рода, характерной для большинства легированных сталей, которая обусловлена распадом остаточного аустенита и выделением карбидов типа Me₃C.

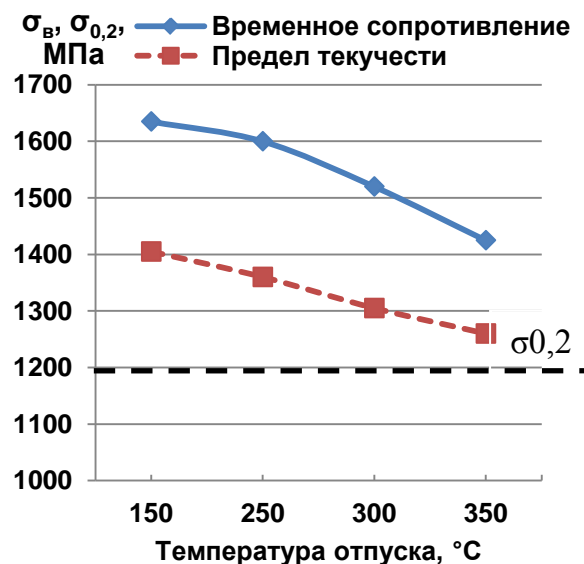
Для листового проката толщиной 18 мм из стали Б1200 (плавка №2 с содержанием углерода 0,30%), рисунок 4.3.1 г, д, е, отпуск при 250-300°C обеспечивает значения предела текучести 1305-1360 МПа, что соответствует заданным требованиям (не менее 1200 МПа), временного сопротивления – 1520-1600 МПа (при уровне требований не менее 1350 МПа), относительного удлинения – не менее 10,5 % (при норме 8%), а ударной вязкости при комнатной температуре – 40-42 Дж/см² (при требованиях не ниже 30 Дж/см²) в соответствии с. Повышение температуры отпуска до 350°C приводит к снижению предела текучести до 1260 МПа, временного сопротивления – до 1425 МПа, повышению пластичности до 12,3%, а ударная вязкость изменяется мало. Твердость образцов после такой обработки составляет 40 HRC, что на 2-4 единицы ниже, чем для образцов толщиной 6 мм.

После отпуска при 150°C в течение 4 часов механические свойства отвечают всем предъявляемым требованиям, причем равномерное удлинение демонстрирует наиболее высокое значение – 3,3%, однако, учитывая, что вследствие естественного старения при вылеживании образцов может происходить охрупчивание, возможность использования такого режима требует дополнительных исследований.

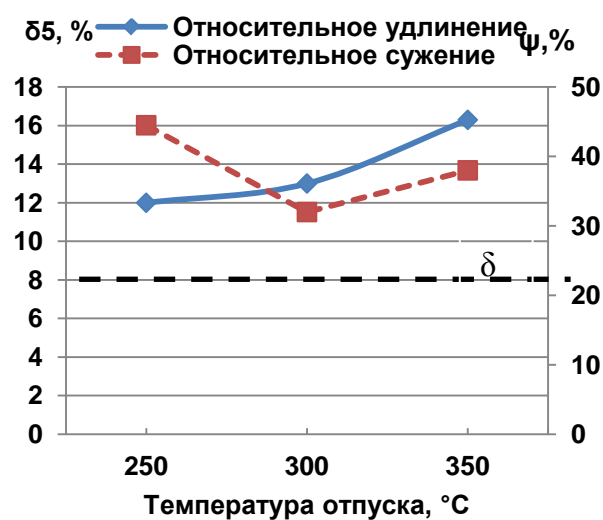
Таким образом, для стали Б1200 на основании определения основных механических свойств наиболее оптимальным режимом отпуска следует считать отпуск 250-300°C.



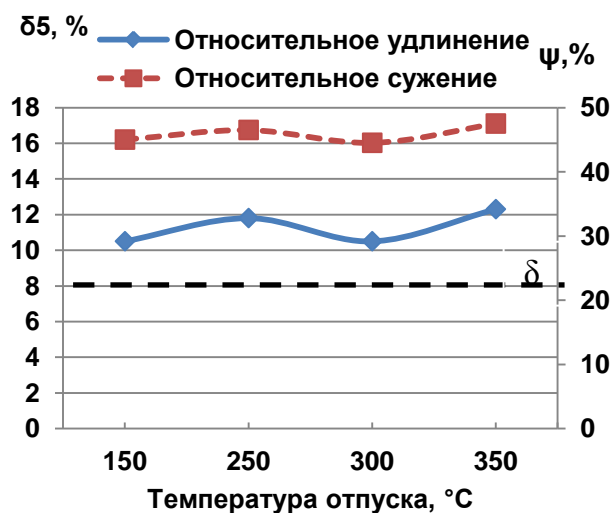
а



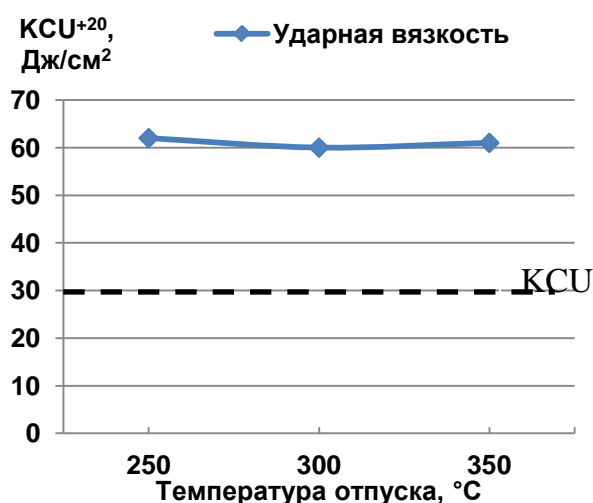
г



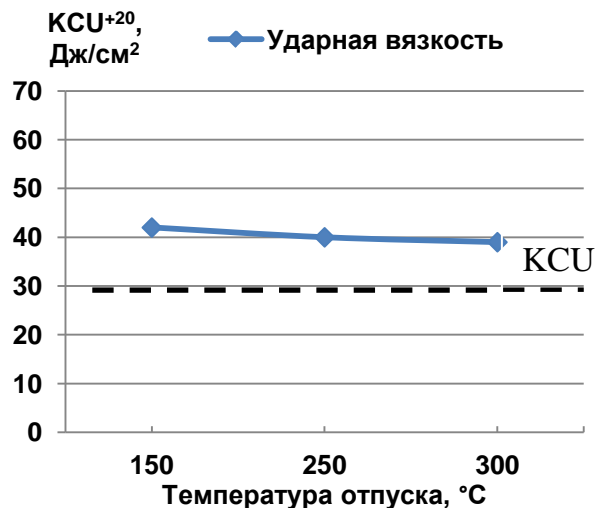
б



д



в



е

Рисунок 4.3.1 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 6 (а, б, в) и 18 мм (г, д, е) из стали Б1200 плавки 2 от температуры отпуска: а, г – прочностные характеристики, б, д – пластические характеристики, в, е – ударная вязкость при комнатной температуре; — — — нормы требований для стали Б1200

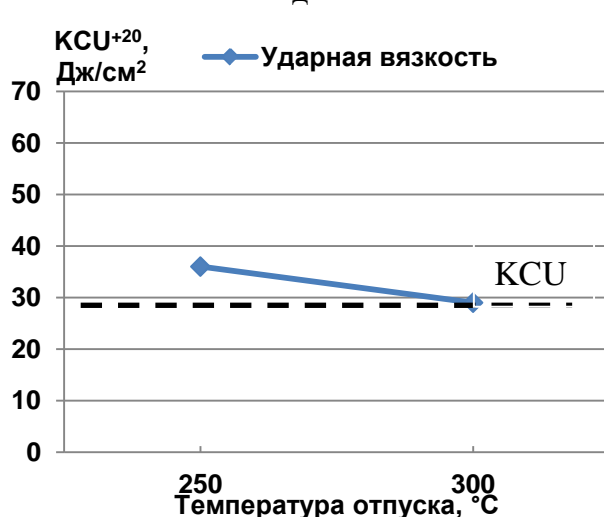
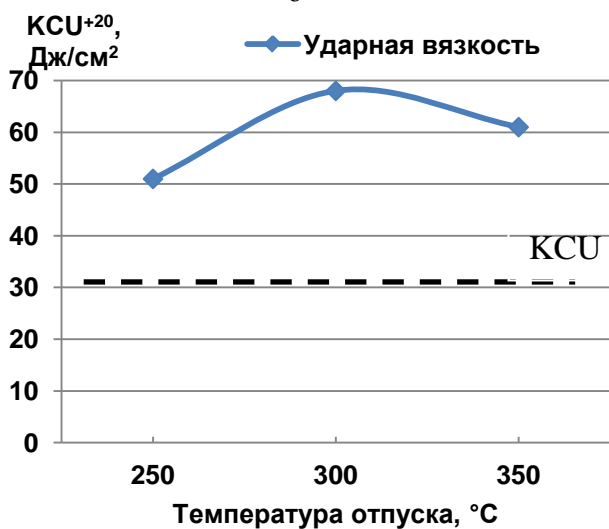
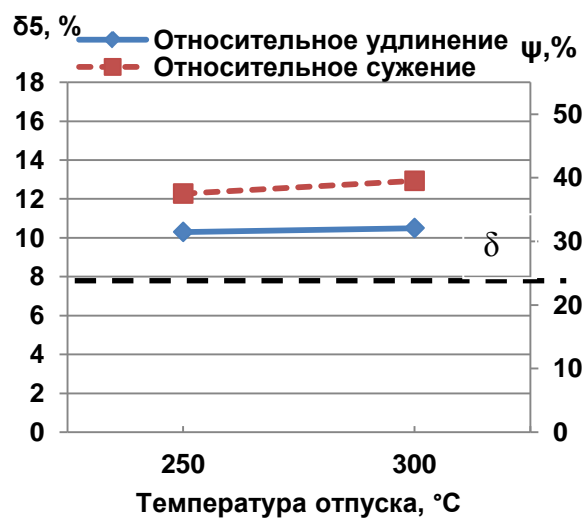
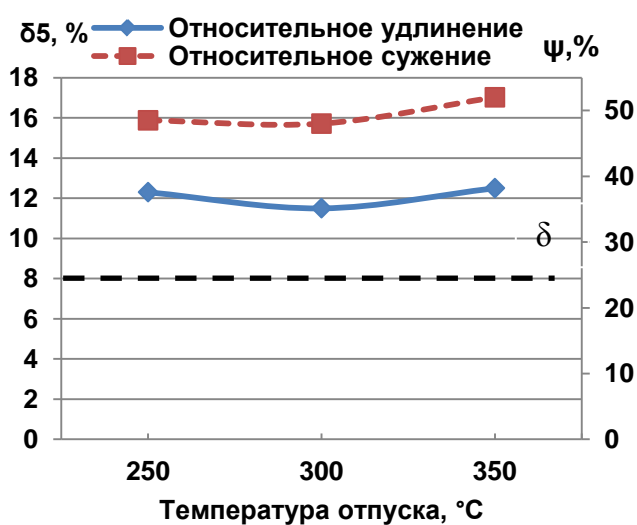
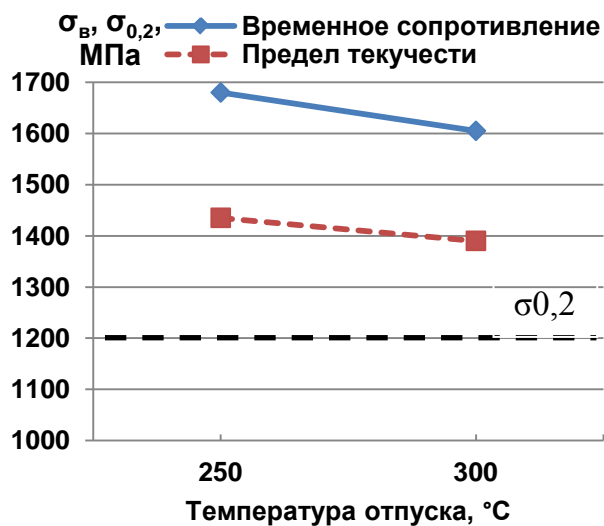
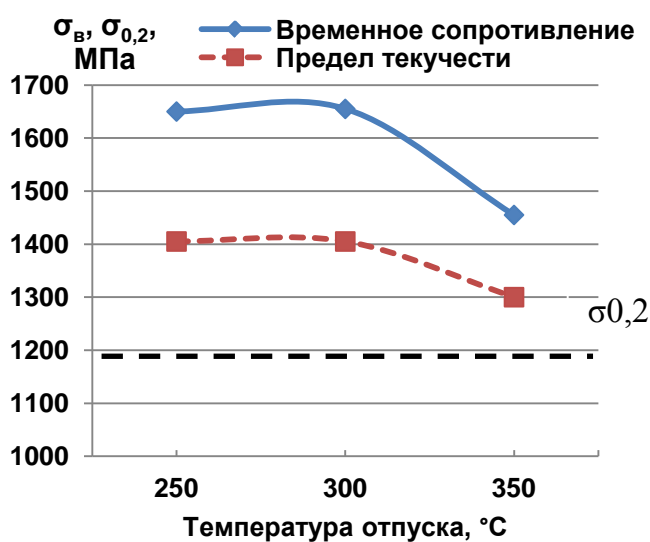


Рисунок 4.3.2 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 6 (а, б, в) и 12 мм (г, д, е) из стали Б1200 плавки 3 от температуры отпуска: а, г – прочностные характеристики, б, д – пластические характеристики, в, е – ударная вязкость при комнатной температуре; — — — нормы требований для стали Б1200

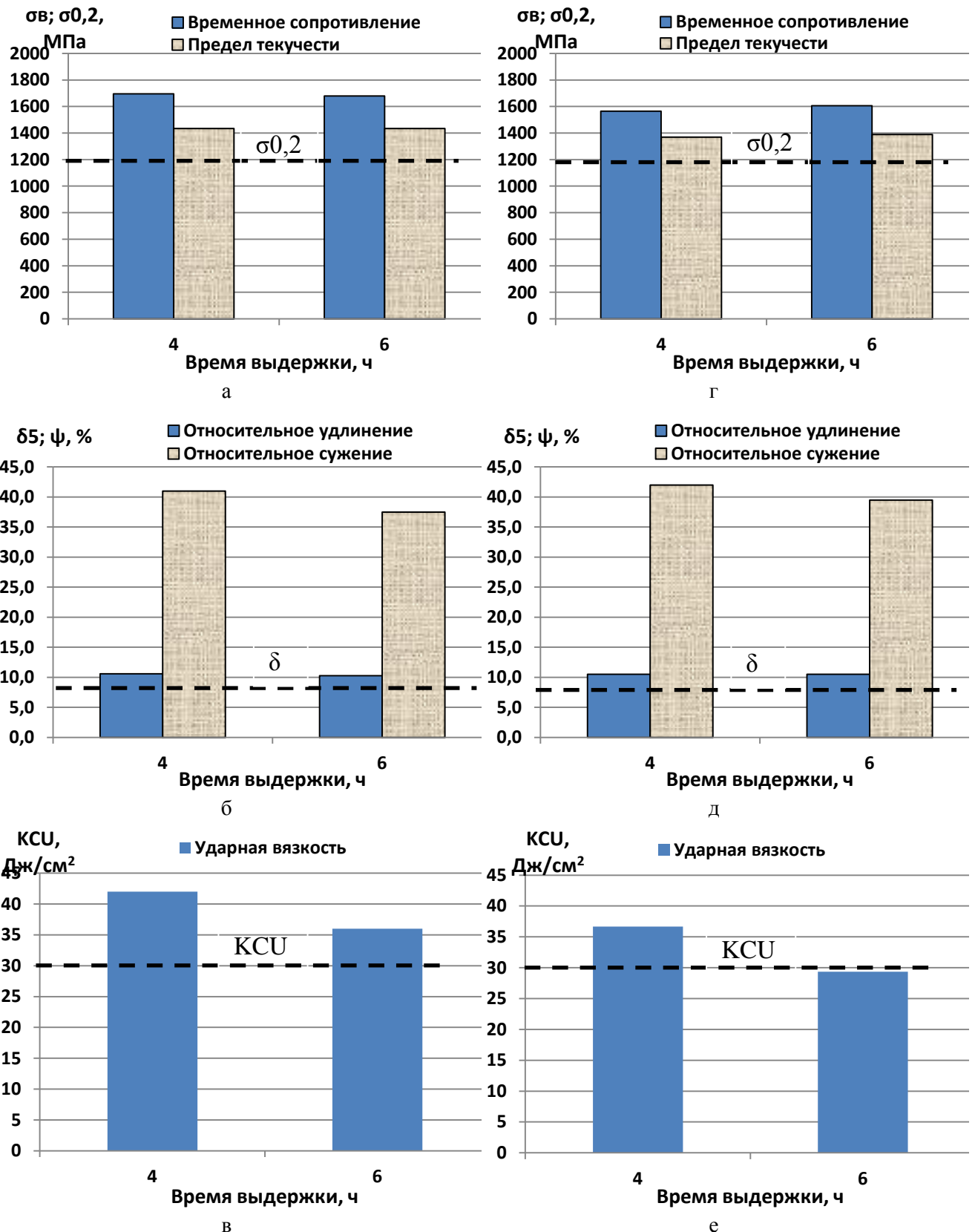


Рисунок 4.3.3 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 12 мм из стали Б1200 от длительности отпуска при температурах 250 °С (а, б, в) и 300 °С (г, д, е): а, г – прочностные характеристики, б, д – пластические характеристики, в, е – ударная вязкость при комнатной температуре; — — — нормы требований для стали Б1200

Для листового проката толщиной 6 мм из стали Б1500 (плавка №7) в соответствии с рисунком 4.3.4 а, б, в отпуск при 250-300°С в течение 6 часов обеспечивает значения предела текучести 1500-1520 МПа, что соответствует заданным требованиям (не менее 1500 МПа), временного сопротивления – 1785-1800 МПа (при уровне требований не менее 1650 МПа), относительного удлинения – не менее 11,0 % (при норме 8%), а ударной вязкости при комнатной температуре – не менее 43 Дж/см² (при требованиях не ниже 25 Дж/см²). Повышение температуры отпуска до 350°С приводит к снижению прочностных характеристик (временное сопротивление – 1635 МПа) и незначительному повышению пластичности и снижению ударной вязкости.

Для листового проката толщиной 12 мм из стали Б1500 (плавка №7), 4.3.4 г, д, е, после отпуска при 250-300°С в течение 6 часов предел текучести составляет 1545 - 1590 МПа, что соответствует заданным требованиям (не менее 1500 МПа), временного сопротивления – 1810-1870 МПа (при уровне требований не менее 1650 МПа), относительного удлинения – не менее 9,0 % (при норме 8%), а ударной вязкости при комнатной температуре – 36-38 Дж/см² (при требованиях не ниже 25 Дж/см²).

Для листового проката толщиной 18 мм из стали Б1500 (плавка №5) после отпуска при 300°С в течение 6 часов предел текучести составляет 1420 МПа в соответствии с рисунком 4.3.4 ж, з, и, что ниже заданных требований (не менее 1500 МПа), а после отпуска 250°С в течение 6 часов – соответствует заданным требованиям и составляет 1515 МПа, временное сопротивление – 1785 МПа (при уровне требований не менее 1650 МПа), относительное удлинение – 9,3 % (при норме 8%), а ударная вязкость при комнатной температуре – 36 Дж/см² (при требованиях не ниже 25 Дж/см²).

Для стали с гарантированным пределом текучести 1500 МПа снижение продолжительности отпуска с 6 до 4 часов (рисунок 4.3.5) практически не изменяет уровень прочностных характеристик [94].

Таким образом, для стали Б1500 на основании определения основных механических свойств наиболее оптимальным режимом отпуска следует считать отпуск при 225-275°С.

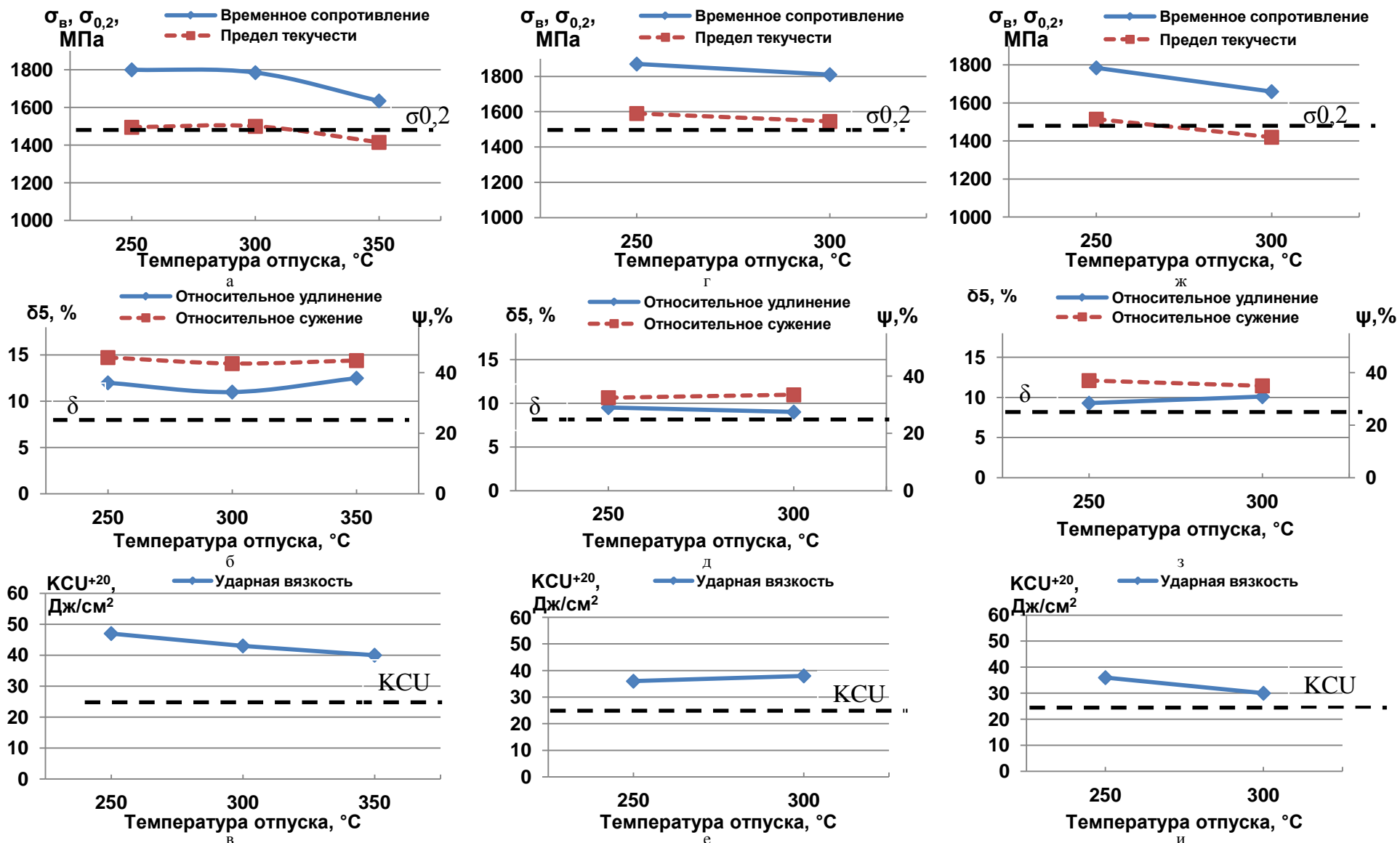


Рисунок 4.3.4 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 6 (а, б, в) и 12 мм (г, д, е) из стали Б1500 плавки 528 и листового проката толщиной 18 мм (и, ж, з) из стали Б1500 плавки 529 от температуры отпуска: а, г, и – прочностные характеристики, б, д, ж – пластические характеристики, в, е, з – ударная вязкость при комнатной температуре; — — — нормы требований для стали Б1500

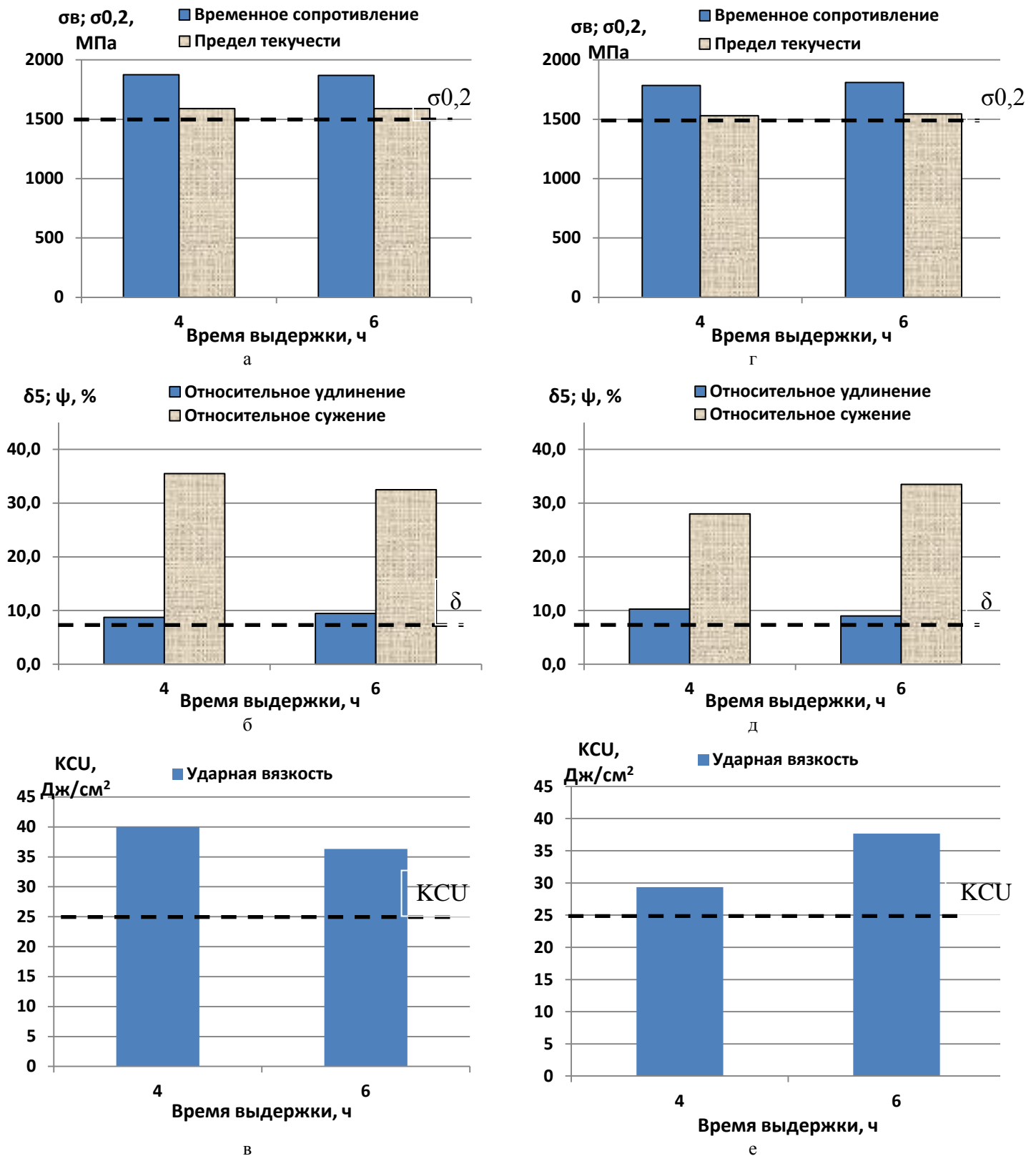


Рисунок 4.3.5 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 12 мм из стали Б1500 от длительности отпуска при температурах 250 °С (а, б, в) 300 °С (г, д, е): а, г – прочностные характеристики, б, д – пластические характеристики, в, е – ударная вязкость при комнатной температуре; — — — нормы требований для стали Б1500

Для листового проката из стали с пределом текучести 1700 МПа были определены механические свойства в более широком интервале – от 150 до 350°С при длительности отпуска 4 часа.

Для листового проката толщиной 6 мм из стали Б1700 (плавки №9 и №10) отпуск при 150-250°С в течение 4 часов обеспечивает уровень механических свойств: предел текучести составляет 1320-1655 МПа (при требованиях не менее 1700 МПа), временное сопротивление – 1810-1980 МПа (заданное требование – не менее 1850 МПа), относительное удлинение 7,4-13,8% (при норме не менее 7%), а ударная вязкость при комнатной температуре составляет 48-55 Дж/см² в соответствии с таблицей 4.3.1 и рисунком 4.3.6 а, б, в. и 4.3.7 а, б, в.

Более низкая температура отпуска приводит к снижению относительного удлинения, а при более высоких температурах не удастся обеспечить требуемые значения прочностных характеристик. Отпуск при температурах 300-350°С приводит к еще более не удовлетворительным свойствам и не приемлем для стали Б1700.

Для листового проката толщиной 18 мм из стали Б1700 (плавка №9 №10) отпуск при 150-300°С в течение 4 часов обеспечивает следующий уровень механических свойств: предел текучести составляет 1475-1645 МПа (при требованиях не менее 1700 МПа), временное сопротивление – 1710-1995 МПа (заданное требование – не менее 1850 МПа), относительное удлинение 7,0-10,6% (при норме не менее 7%), ударная вязкость при комнатной температуре – 28-39 Дж/см² в соответствии с таблицей 4.3.1 и рисунком 4.3.6 г, д, е и 4.3.7 г, д, е.

Таким образом, для стали Б1700 отпуск в течение 4 часов не обеспечивает требуемого уровня механических свойств, однако, при температуре 150-200°С обеспечиваются наиболее близкие к требуемым характеристики.

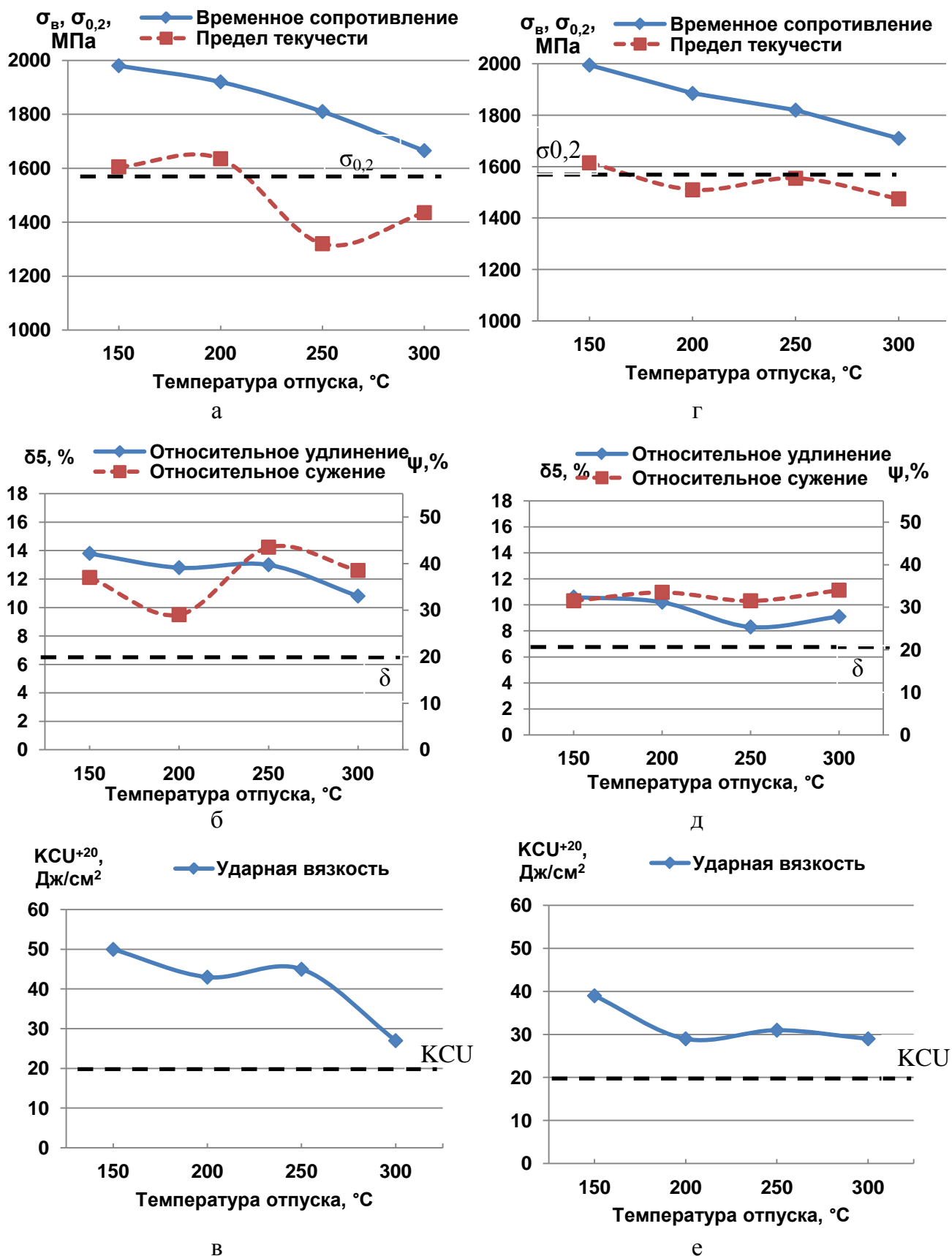
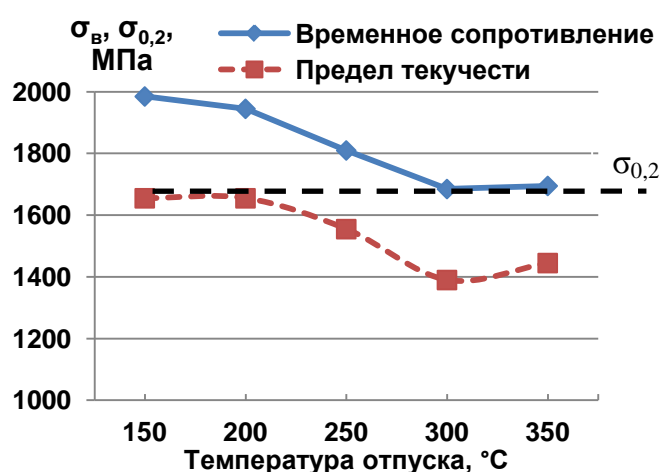
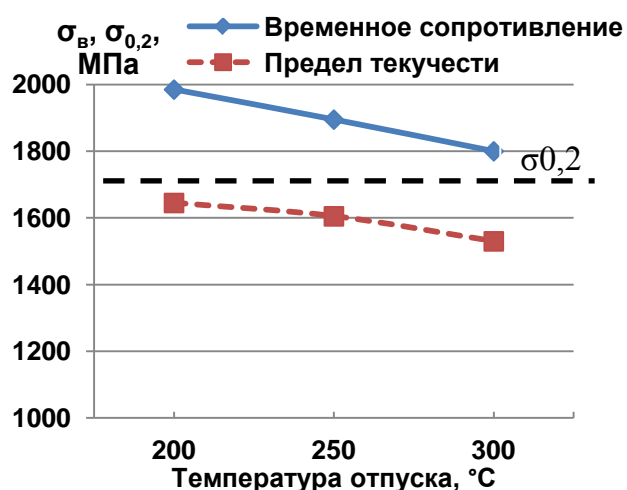


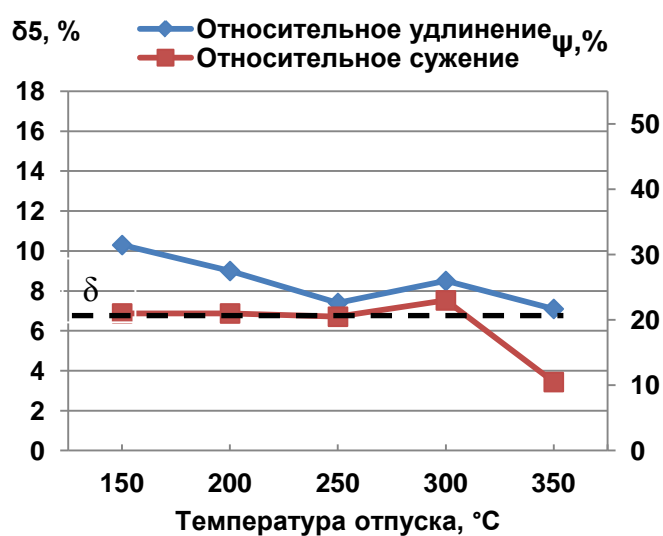
Рисунок 4.3.6 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 6 (а, б, в) и 18мм (г, д, е) плавки 9из стали Б1700 от температуры отпуска: а, г – прочностные характеристики, б, д – пластические характеристики, в, е – ударная вязкость при комнатной температуре; — — — нормы требований для стали Б1700



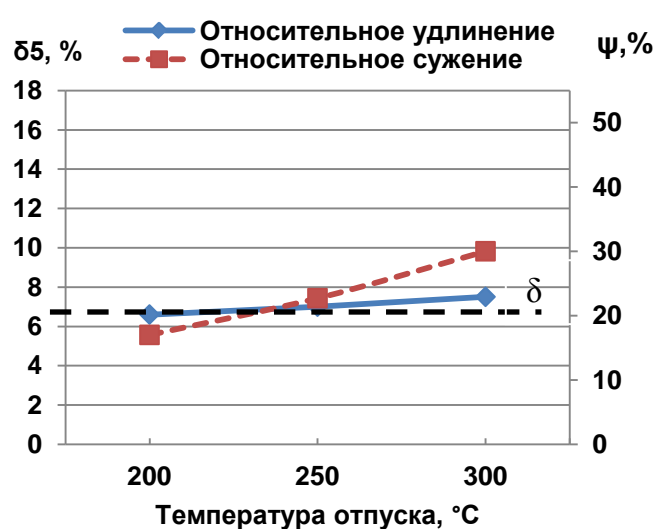
а



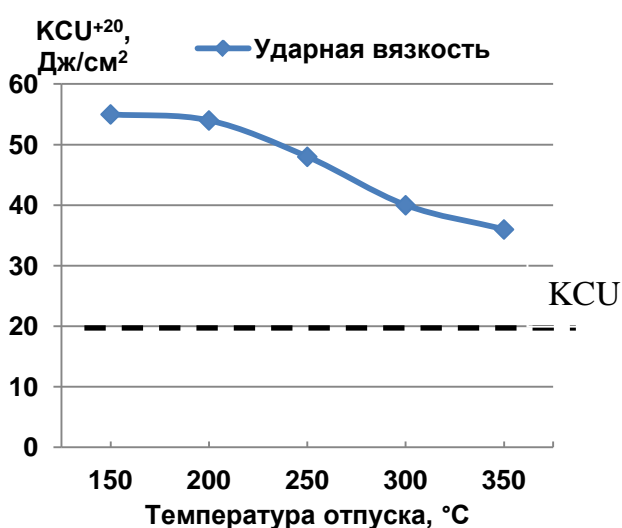
г



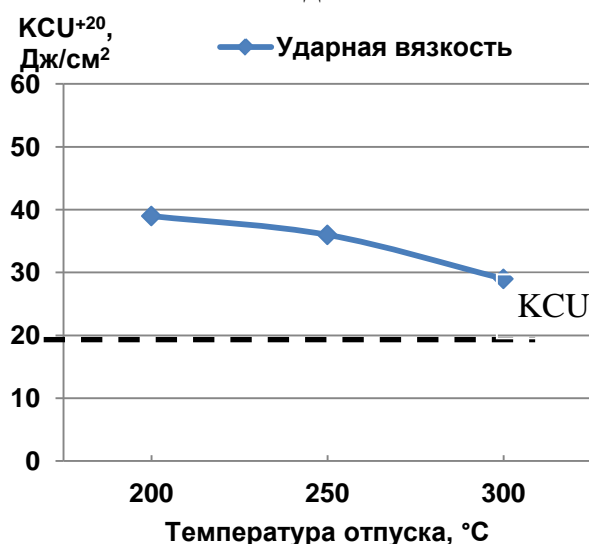
б



д



в



е

Рисунок 4.3.7 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 6 (а, б, в) и 18 мм (г, д, е) плавки 10 из стали Б1700 от температуры отпуска: а, г – прочностные характеристики, б, д – пластические характеристики, в, е – ударная вязкость при комнатной температуре; — — — нормы требований для стали Б1700

Для обеспечения требуемого уровня механических свойств стали Б1700 были проведены дополнительные испытания образцов после отпуска 150-500°C в течение 2 часов (рисунок 4.3.8).

Для листового проката толщиной 15 мм из стали Б1700 (плавка №11) отпуск при 150-200°C в течение 2 часов обеспечивает требуемый уровень механических свойств: предел текучести составляет 1795-1840 МПа (при требованиях не менее 1700 МПа), временное сопротивление – 2035-2110 МПа (заданное требование – не менее 1850 МПа), относительное удлинение 9,9-11,8% (при норме не менее 7%), ударная вязкость при комнатной температуре – 39-46 Дж/см² в соответствии с таблицей 4.3.1 и рисунком 4.3.8 а, б, в. Температура отпуска выше 200°C значительно снижает прочностные характеристики, при температуре 300°C наблюдается значительное падение ударной вязкости.

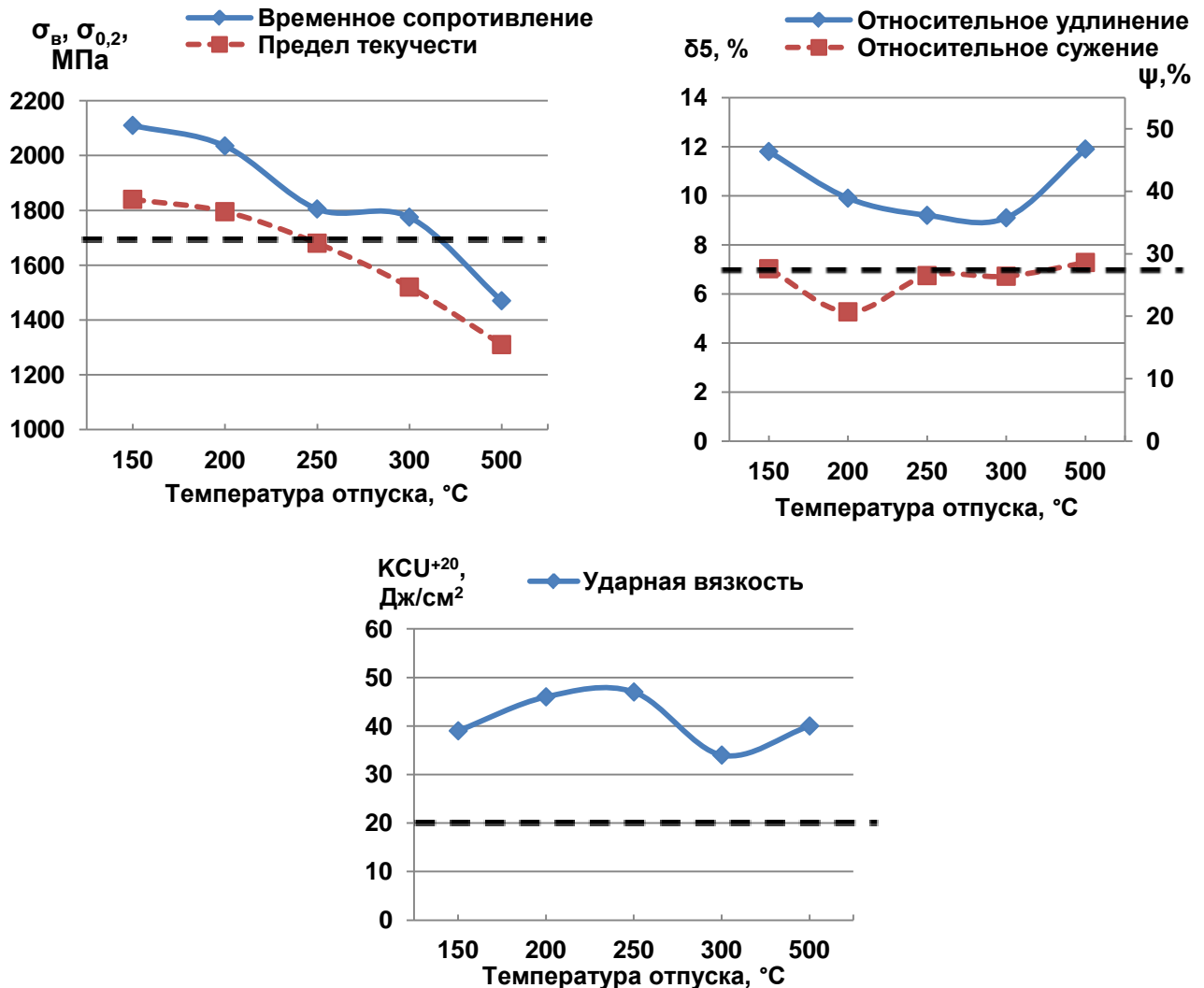


Рисунок 4.3.8 - Изменение механических свойств образцов листового проката толщиной 15 плавки 11 из стали Б1700 от температуры отпуска: — — — нормы требований для стали Б1700

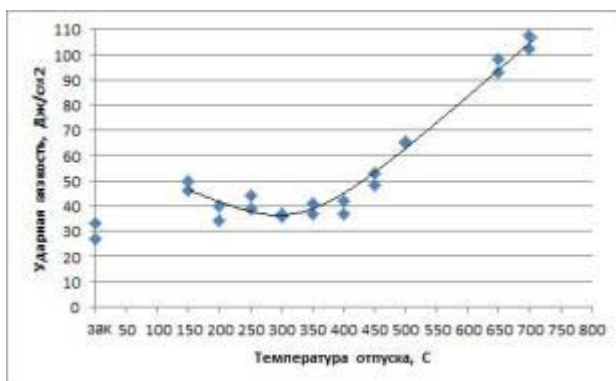
Таким образом, для стали Б1700 на основании определения основных механических свойств наиболее оптимальным режимом отпуска следует считать отпуск при 150-200°С в течение 2 часов.

С целью детального изучения характера изменения механических свойств в зависимости от температуры отпуска были проведены исследования процессов выделения карбидов в среднеуглеродистых высокопрочных сталях.

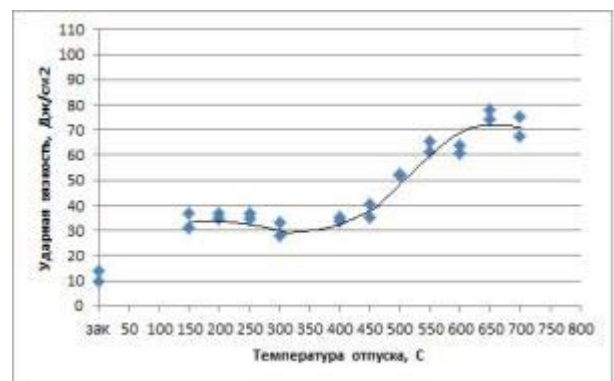
4.4. Исследование влияния низко- и среднетемпературного отпуска на карбидные превращения в исследуемой стали

Исследуемая сталь плавов №2 (марка стали Б1200), №5 (марка стали Б1500) и №10 (марка стали Б1700) подвергалась закалке в воду (температура 900°С, время выдержки 1 час) и последующему отпуску в широком интервале температур (от 150 до 700°С, время выдержки 2 часа).

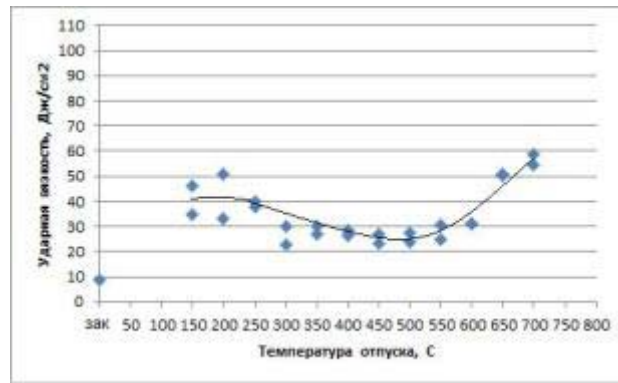
После отпуска 150-250°С ударная вязкость для всех марок стали повышается до требуемых значений 35-45 Дж/см², согласно рисунку 4.4.1, по сравнению с закаленным состоянием, что, как было предположено, связано с выделением углерода из мартенсита и образованием метастабильных промежуточных карбидов.



а



б



В

Рисунок 4.4.1 – Влияние температуры отпуска на твердость (а, б, в) и ударную вязкость (г, д, е) стали: а, г - Б1200, б, д - Б1500, в, е - Б1700

Для стали марок Б1200 и Б1500 наблюдается снижение уровня ударной вязкости в температурном интервале 300-400°C, далее следует ее повышение. Для стали Б1700 интервал снижения значений ударной вязкости шире – до 600°C, что обусловлено более высоким уровнем легирования.

Такое изменение можно объяснить проявлением отпускной хрупкости первого рода, характерной для большинства легированных сталей, которая обусловлена превращением остаточного аустенита и выделением карбидов типа Me_3C . При более высоких температурах отпуска повышение ударной вязкости и снижение твердости связано с процессами коагуляции карбидов.

В температурном интервале 150 – 200°C при формировании, как было предположено на основании литературных данных, промежуточных карбидов ударная вязкость исследованных сталей выше, чем в закаленном состоянии. В температурном интервале формирования и роста карбидов типа Me_3C и превращения остаточного аустенита (выше 250°C) ударная вязкость снижается, при этом изменяется характер разрушения стали, в изломе появляются участки микроскола (указаны стрелками), рис.4.4.2. Твердость стали после отпуска при 200°C составила 48 HRC для стали Б1200, 52 HRC для стали Б1500 и 53 HRC для стали Б1700.

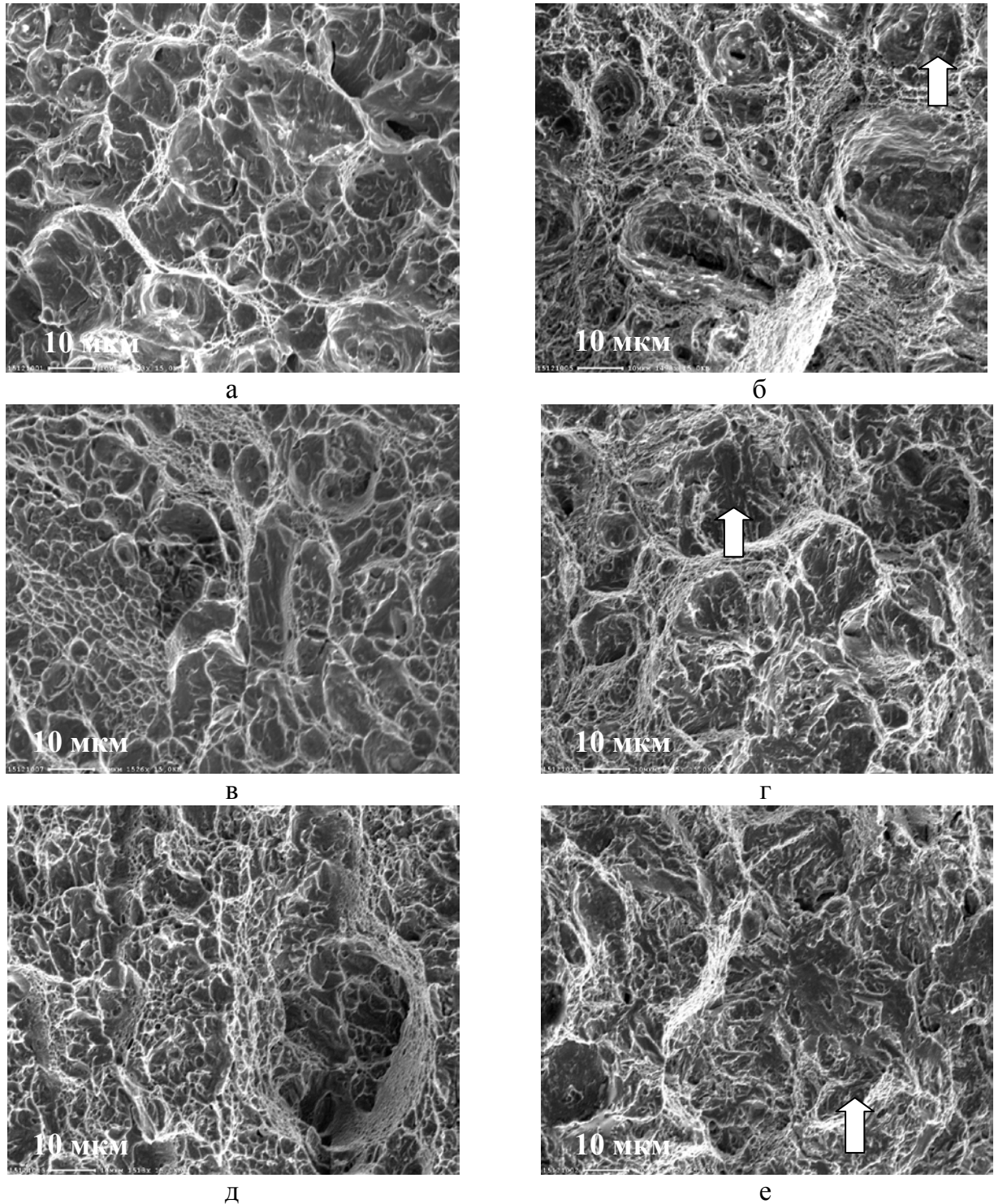


Рисунок 4.4.2 – Вид поверхности разрушения образцов на ударный изгиб после отпуска при 200 (а, в, д) и 500°С (б, г, е) соответственно: из стали Б1200 (а, б) из стали Б1500 (в, г) из стали Б1700 (д, е). Стрелками указаны участки микроскола²

² Исследования выполнены совместно с Мотовилиной Г.Д. и Михайловым М.С.

Исследования структуры образцов методами просвечивающей электронной микроскопии позволили оценить основные структурные изменения в исследованных сталях при отпуске, рис. 4.4.3, 4.4.4 [95]. Морфология мартенсита в процессе отпуска при температурах 150-300°C не изменяется. Отпуск стали также практически не влияет на изменение плотности дислокаций в мартенсите, которая сохраняется на уровне плотности дислокаций закаленного состояния.

После отпуска при 150°C и охлаждения на воздухе карбиды наблюдаются в основном в высокотемпературном мартенсите. Количество и размер дисперсных частиц зависит от легирования стали и содержания углерода (рис. 4.4.3 г, е). Размеры частиц больше в стали Б1200 (56 нм по сравнению с 13 нм в Б1500), тогда как объёмная плотность дисперсных частиц максимальна в стали Б1700 ($220 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ по сравнению с $7 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ в стали Б1200), табл. 4.4.1, что следует связать с содержанием углерода, которое в 1,5 раза выше в стали Б1700.

Повышение температуры отпуска до 200-300°C приводит к неравномерному карбидообразованию. В высокотемпературном мартенсите размер карбидов возрастает до 147-162 нм, а их объёмная плотность снижается до $(1,5-1,6) \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$, рис. 4.4.4 а-г.

После отпуска 300°C дисперсные карбиды с более высокой объёмной плотностью, см. табл. 4.4.1, наблюдаются внутри реек в реечном мартенсите – основной структурной составляющей исследуемых сталей. Максимальная объёмная плотность ($13 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$) и частицы наибольшего размера (164 нм) выявлены в реечном мартенсите стали Б1700. По границам реек формируются карбиды длиной от 40 до 164 нм, рис. 4.4.4 д, е, по границам исходных зерен аустенита расположены карбиды размером 30-45 нм в сталях Б1200 и Б1500 и размером 180 нм в стали Б1700, табл. 4.4.1.

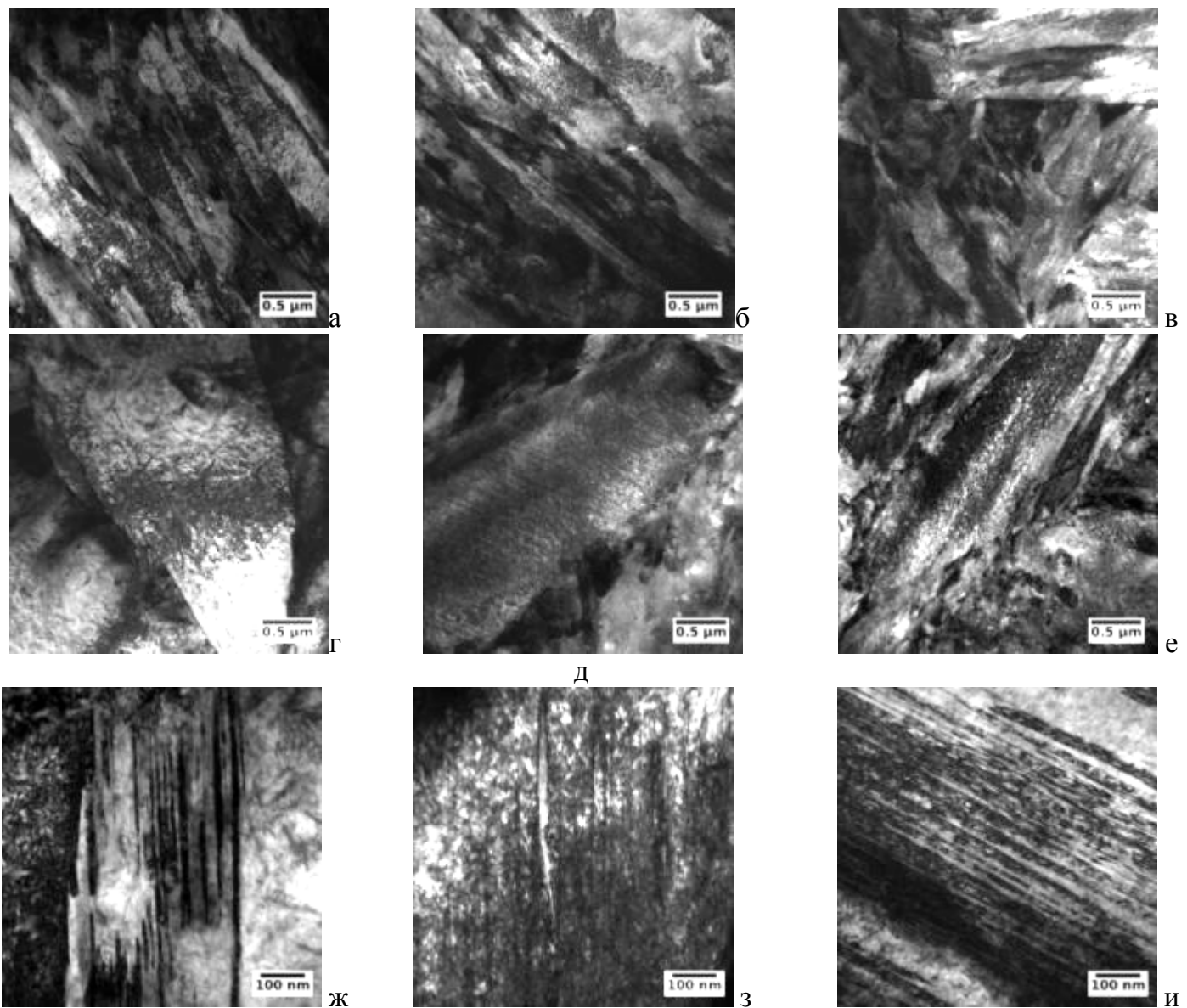


Рис. 4.4.3. Структура стали Б1200 (а, г, ж), Б1500 (б, д, з), Б1700 (в, е, и) после отпуска при 150°С: речный мартенсит (а-в), высокотемпературный мартенсит (г-е), двойниковый мартенсит (ж-и)

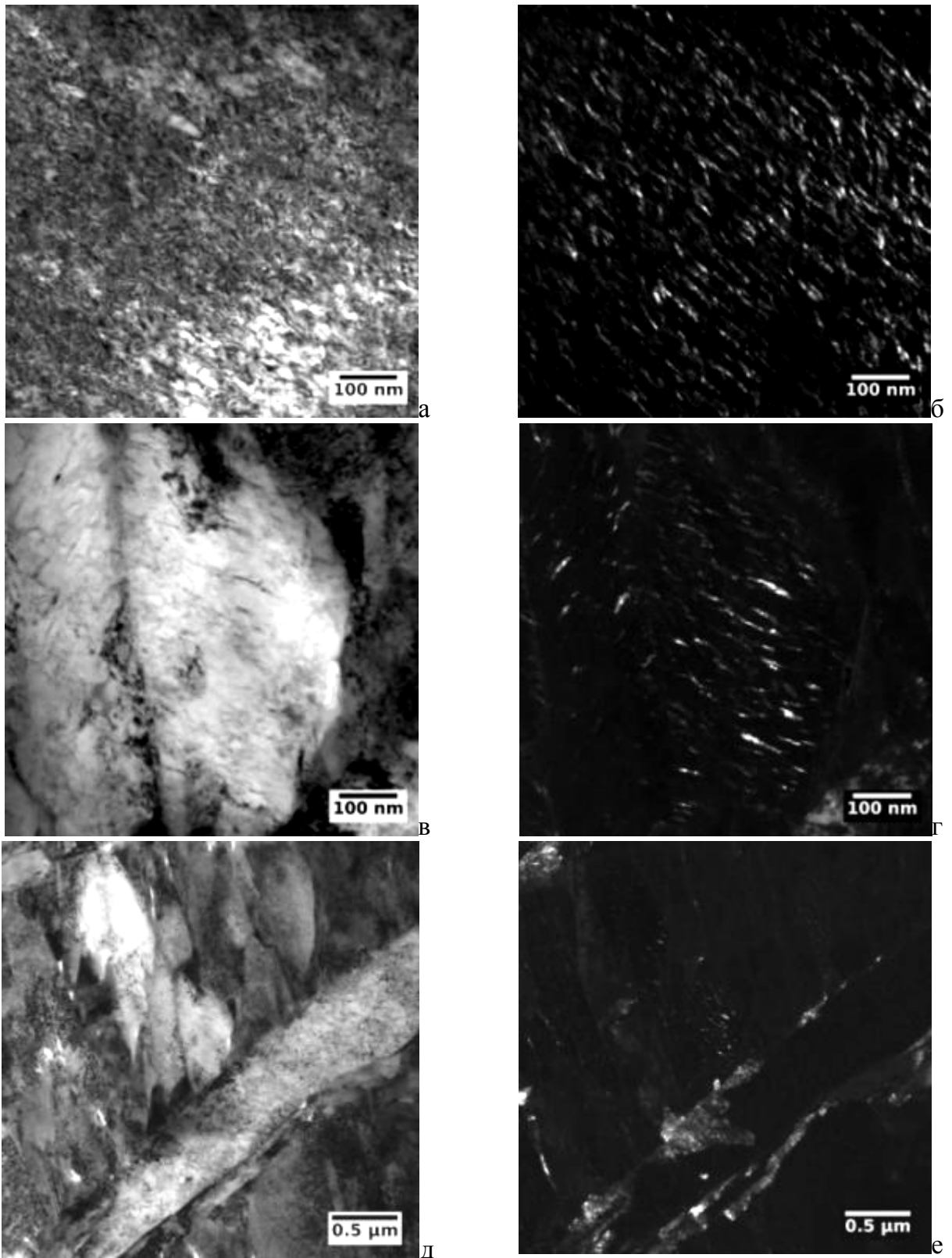


Рисунок 4.4.4. Распределение карбидной фазы в стали Б1500 после отпуска: а) при 150°С в высокотемпературном мартенсите, б) то же состояние в темном поле; в) при 200°С в высокотемпературном мартенсите, г) то же состояние в темном поле; д) при 300 °С в реечном мартенсите, е) то же состояние в темном поле

Таблица 4.4.1 – Параметры структуры образцов толщиной 12 мм из исследованных сталей после отпуска при 150 и 300°C [95]

Отпуск при T, °C	150	300	150	300	150	300
Обозначение стали	Б1200		Б1500		Б1700	
Реечный мартенсит, объемная доля, %	85-90		70-80		80-85	
Ширина реек реечного мартенсита, нм.	130	150	140	150	100	
Плотность дислокаций внутри реек реечного мартенсита, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$	4,4	4,5	4,5	5	4,5	4,8
Частицы внутри реек	Размер, нм	-	7-43	-	7-43	26-164
	Об.плотн. $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$	-	9,4	-	9,4	13
Карбиды на границах реек длиной, нм	-	40	-	43	-	164
Высокотемпературный мартенсит, объемная доля, %	5-10	5	10	15	10 - 12	
Ширина областей, нм	1000		1000-1500			
Плотность дислокаций внутри пластин высокотемпературного мартенсита, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$	2,9	4,2	3,4	4,3	3,6	3,6
Частицы внутри пластин	Размер, нм	56	162	13	162	147
	Об.плотн. $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$	7,5	1,6	88	1,6	1,5
Двойниковый мартенсит, объемная доля, %	0 - 5		10-20		10-15	
Расстояние между дефектами, нм	20 - 50				20 - 40	
Плотность дислокаций внутри пластин двойникового мартенсита, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$	3,9		4,8		5,8	
Остаточный аустенит, объемная доля, %	-	5	3	3	8	8
Карбиды на границах исходных зерен аустенита, нм	-	30	-	45	-	180

Для того чтобы определить температурные интервалы карбидных превращений при отпуске разработанных сталей, использованы диаграммы в координатах «температура – время» (ТТР в английском обозначении), которые более 50 лет назад предложили Baker и Nutting [96] для описания эволюции карбидов при отпуске 2,25Cr-1Mo сталей, согласно рисунку 4.4.5.

В работе [97] построены диаграммы превращения при отпуске на основе дилатограмм нагревания закалённых образцов из среднеуглеродистых сталей близкого состава с 0,3%С, 0,8% Mn, 1,65%Cr, 0,35% Мо и переменным содержанием Ni (0,3-4%), рисунок 4.4.6. Непрерывные линии, как установлено авторами, показывают область выделения -карбида и цементита, а прерывистые линии показывают область превращения остаточного аустенита (серые области).

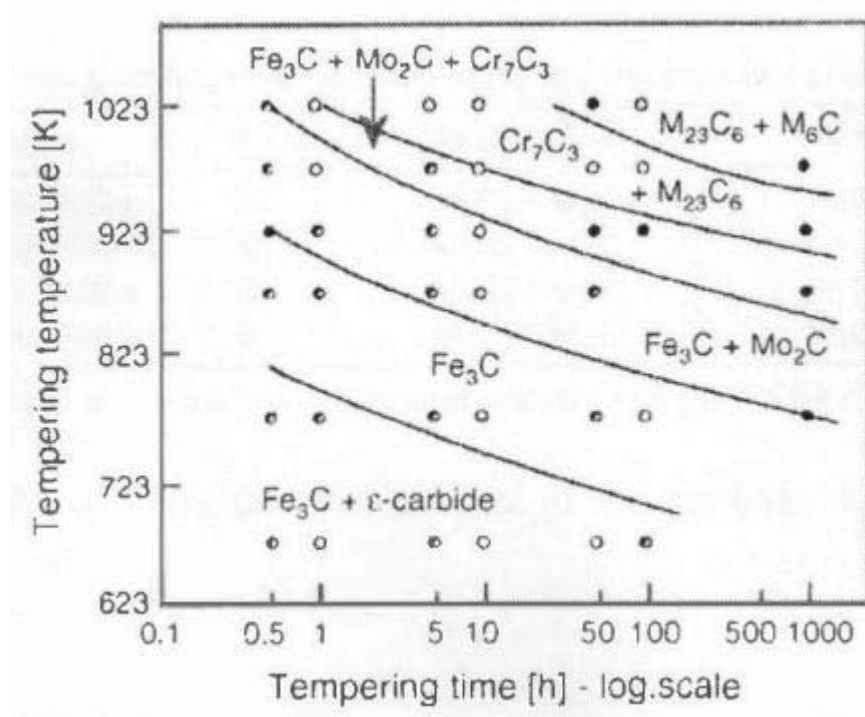


Рисунок 4.4.5 - ТТР диаграмма, показывающая эволюцию карбидов во время отпуска в 2,25%Cr-1%Mo стали. Ось X – время, логарифмическая шкала, ось Y - температура, °K

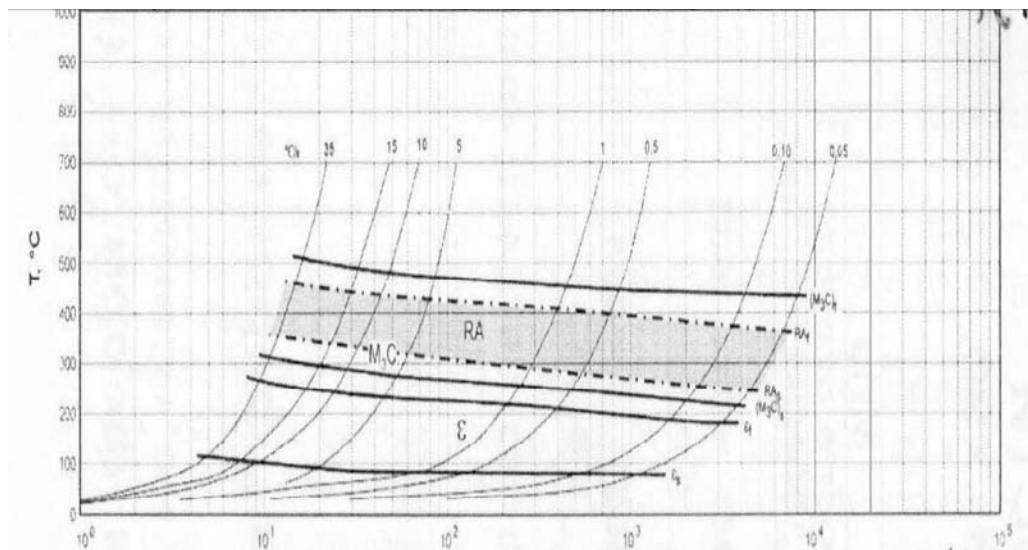


Рисунок 4.4.6- Диаграмма превращения при отпуске закаленных от 855°С в воду образцов из среднеуглеродистой среднелегированной стали с 0,3% никеля [97]. Ось X – время, логарифмическая шкала, ось Y - температура

С повышением скорости нагрева от 0,05 до 35°/сек (приведены на диаграмме) температура начала выделения ϵ -карбида возрастает от 80 до 110°С, температура конца выделения - от 180 до 270°С. В работе [97] показано, что в сплавах с более высоким содержанием никеля область выделения ϵ -карбида более узкая, что может

говорить либо о том, что никель интенсифицирует процессы выделения ϵ -карбида, либо о выделении ϵ -карбида уже при закалке вследствие самоотпуска.

Подобные дилатограммы были построены для разработанных сталей.

Образцы после закалки при 900°C были нагреты до 700°C со скоростью 0,05°C/секи потом были охлаждены до комнатной температуры со скоростью 50°C/сек. Ход превращения отслеживается путем измерения и регистрации длины и температуры изменяющиеся во время превращения до его окончания или затишья. При оценке временного хода длины ось времени представляют в логарифмическом масштабе.

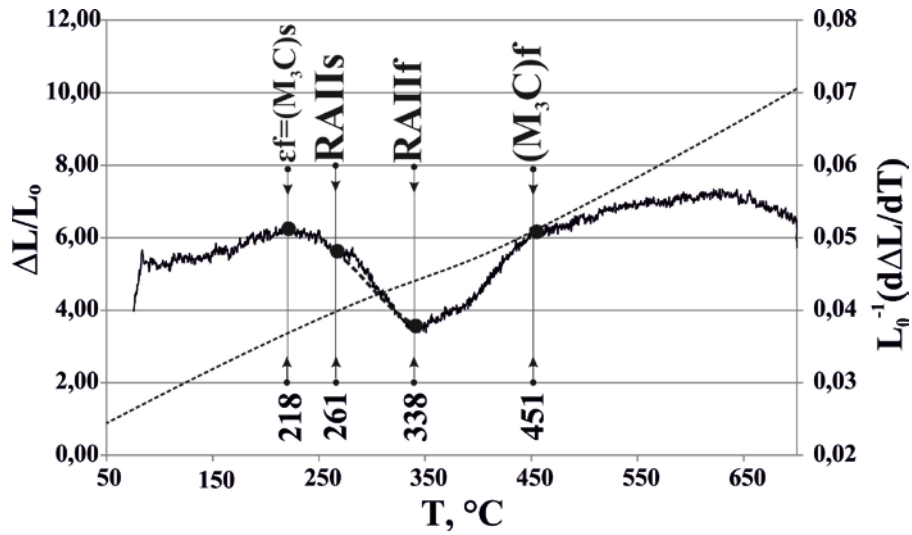
По полученным данным дилатометрических исследований были построены дифференциальные кривые ($\frac{1}{l_0} \frac{dl}{dT} = f(T)$). По характерным особенностям на дифференциальной кривой, отражающей исследуемые превращения во время нагрева при отпуске закаленной среднеуглеродистой стали, можно увидеть температуру окончания выделения карбидов (предположительно ϵ -карбидов) [98, 99, 100, 101], а также температурные интервалы образования цементита [102] и превращения остаточного аустенита [103]. Для среднеуглеродистых низколегированных сталей указанные выше превращения можно наблюдать только при низких скоростях нагрева. Для исследуемой стали Б1200 эти превращения удастся различить при низких скоростях нагрева, не более 0,05 °C/сек, а для более четкого их выявления и разграничения рекомендуется дальнейшее снижение скорости нагрева.

Для идентификации фазы дисперсных частиц после отпуска при 150°C был использован метод одиночных рефлексов [104]. Было обнаружено, что кристаллическая решётка частиц среднего размера 56 нм в стали Б1200 совпадает с решёткой промежуточного карбида $Fe_{2,5}C$ (моноклинная решётка, $a=11,56\text{\AA}$; $b=4,57\text{\AA}$; $c=5,06\text{\AA}$, $\beta=97,7^\circ$) с погрешностью 1,8% по межплоскостным расстояниям и 0,2° по углам.

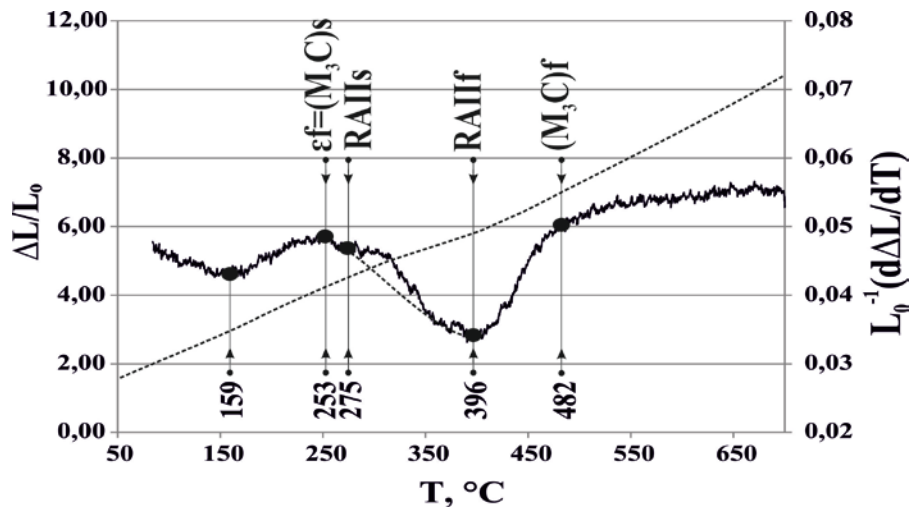
Идентификация дисперсных частиц средним размером 13 нм в стали Б1500 проводилась по пяти некомпланарным одиночным рефлексам. Результаты показывают, что кристаллическая решётка частиц этого типа с решёткой ϵ -карбида

(ГПУ, $a=4,77\text{\AA}$; $c=4,35\text{\AA}$) с погрешностью 1,6% по межплоскостным расстояниям и $2,1^\circ$ по углам между плоскостями.

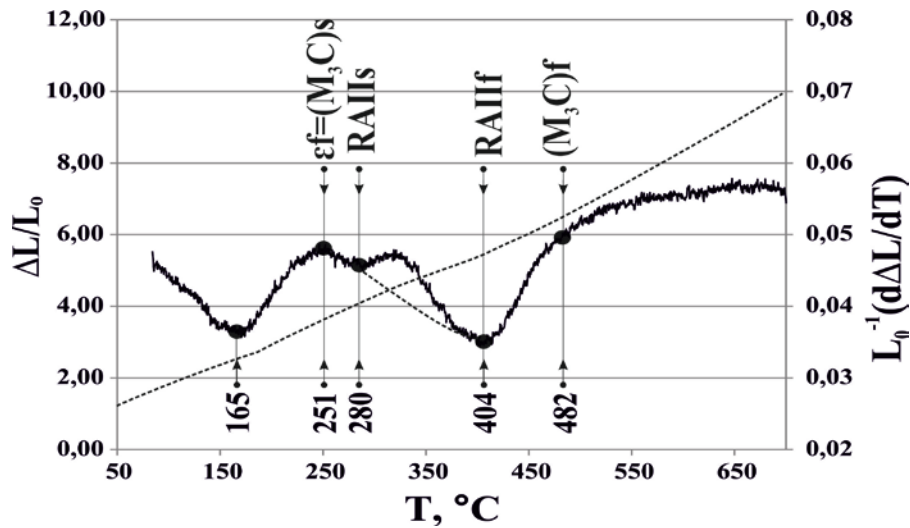
На рисунке 4.4.7 представлены дифференциальные кривые ($\frac{1}{l_0} \frac{dl}{dT} = f(T)$), позволяющие предсказать структурные превращения в процессе отпуска закаленных среднеуглеродистых сталей Б1200, Б1500 и Б1700 при разных температурах.



a)



б)



в)

Рисунок 4.4.7 – Дифференциальные кривые, позволяющие предсказать структурные превращения в ходе отпуска закаленной среднеуглеродистой стали Б1200 (а), Б 1500 (б), Б1700 (в), где: ε_f – конец образования ε -карбидов; $(M_3C)_s$ – начало образования цементита; RA_{II_s} – начало превращения остаточного аустенита; RA_{II_f} – конец превращения остаточного аустенита; $(M_3C)_f$ – конец образования цементита [93]

Анализ дифференциальных кривых, полученных методом математической обработки цифрового массива данных дилатограммы, позволяет заключить, что образование ε -карбида в исследованных сталях начинается при температурах значительно ниже 150°C . Завершение его образования в стали Б1200 происходит при температуре примерно 200°C , а в сталях Б1500 и Б1700 – примерно при 250°C . Область выделения межреечного цементита в стали Б1200 составляет $220\text{--}450^\circ\text{C}$, а в более легированных сталях Б1500 и Б1700 – $250\text{--}480^\circ\text{C}$. Превращение остаточного аустенита, приводящее к образованию карбидов цементита, с повышением уровня легирования сдвигается в область более высоких температур, которые составляют: для стали Б1200 - $260\text{--}335^\circ\text{C}$, для стали Б1500 - $275\text{--}395^\circ\text{C}$, а для стали Б1700 - $280\text{--}405^\circ\text{C}$, что не противоречит известным представлениям об основных превращениях при отпуске стали. Близкие результаты получены в работах [49, 105, 70, 22].

Выполненными в настоящей работе исследованиями показано, что величина относительного равномерного удлинения, как показателя локализации пластической деформации, свидетельствует об изменении состояния карбидной фазы. В закаленном состоянии, на основании таблицы 4.2.2, средние значения относительного равномерного удлинения составляют 2,3-3,0% (рис. 4.4.8 а), а после отпуска при

150°C, когда наблюдается формирование карбидов промежуточного типа, в основном, внутри высокотемпературного мартенсита (см. рис. 4.4.4), равномерное удлинение имеет наиболее высокие значения для этих сталей – 3,3 – 3,8%, что свидетельствует о способности к перераспределению напряжений в металле в зоне их концентрации. Стоит отметить, что некоторые отдельные образцы стали с максимальным содержанием углерода обеспечивали значение δ_r до 4,4% (таблица 4.3.1). Повышение температуры отпуска до 300°C не позволяет достичь значения равномерного удлинения выше 2,7% из-за формирования карбидов цементитного типа по границам бывших аустенитных зерен и реек мартенсита (рис. 4.4.8 б).

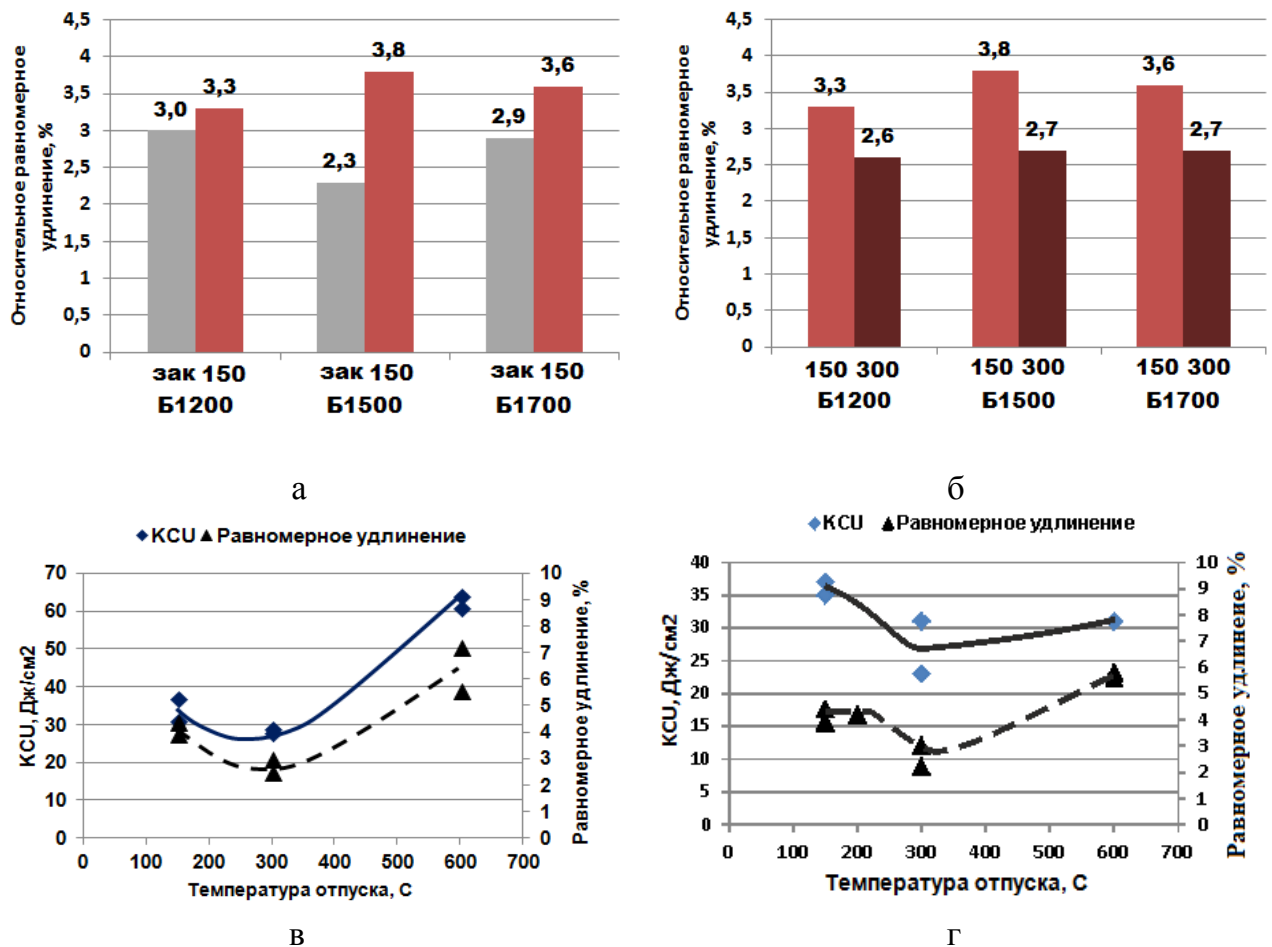


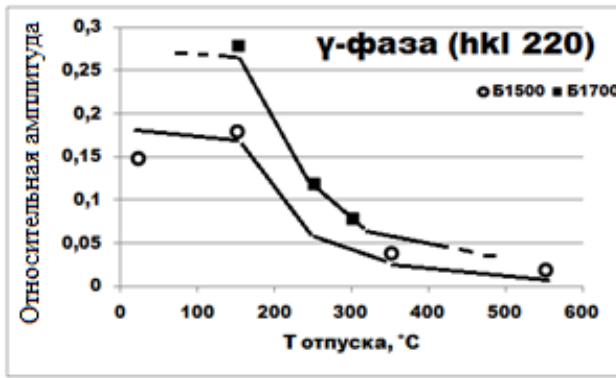
Рисунок 4.4.8 - Средние значения равномерного удлинения после закалки и отпуска при 150°C (а), после отпуска при 150°C и 300 °C (б) для стали B1200, B1500 и B1700; равномерное относительное удлинение и ударная вязкость в зависимости от температуры отпуска – для стали B1500 (в), B1700 (г).

Таким образом, величина относительного равномерного удлинения может служить оценочным показателем для выбора режима отпуска, поскольку неплохо коррелирует с изменениями в характере распределения, объемной плотности и

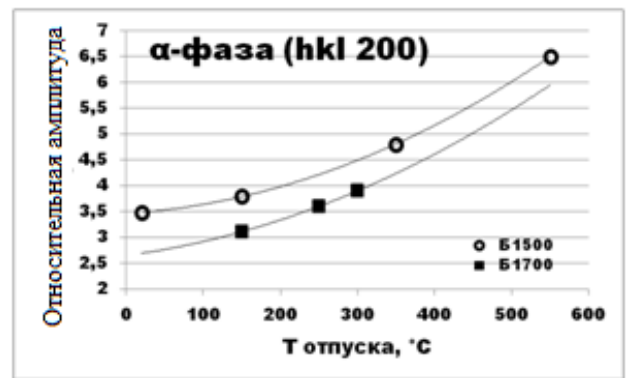
морфологии карбидных фаз в среднеуглеродистой стали и позволяет выявить температурные интервалы отпуска, обеспечивающие наиболее высокие вязко-пластические свойства, рис. 4.4.8 в, г.

При более высоких температурах отпуска (450—480°С) основной карбидной фазой, присутствующей в стали, является высокотемпературный «равновесный» цементит. Помимо образования наиболее стабильного карбида железа — цементита — выше 300° С происходит окончательное выделение избыточного углерода из α -твердого раствора с последующим разрывом когерентной связи между кристаллами карбидов и α -матрицей. Значительное развитие получают также рекристаллизационные процессы в α -фазе. Дальнейшая рекристаллизация матрицы и интенсивная коагуляция карбидной фазы, а также выделения специальных карбидов происходят в области температур 500—700°С (*четвертое превращение* при отпуске), приводя к повышению вязкости стали и снижению прочностных характеристик.

Для исследования превращения остаточного аустенита использовали метод дифракции нейтронов. В качестве источника нейтронов использовался импульсный реактор ИБР-2 Объединенного института ядерных исследований (ОИЯИ, г. Дубна) и «время-пролетная» схема эксперимента с соответствующим дифрактометром SKAT. При этом излучение характеризуется широким непрерывным интервалом длины волны (скорости нейтронов), а угол дифракции фиксирован. Таким образом, в отличие от стандартной схемы, в условии Вульфа-Брэгга: $2d \cdot \sin\theta = \lambda$ варьируется не θ , а λ , причем различным значениям λ отвечают узкие каналы, на которые по времени пролета разбивается горизонтальная ось дифракционных спектров. Важное преимущество применения немонахроматического излучения состоит в том, что все рефлексы отчетливо регистрируются независимо от возможной кристаллографической текстуры образца. На рис.4.4.9 а, для сталей Б1500 и Б1700 показана зависимость относительной амплитуды (I/I_{ϕ} , где I – амплитуда дифракционного пика, I_{ϕ} – локальная амплитуда фона) дифракционного пика $(220)_{\gamma}$ остаточного аустенита от температуры отпуска. Аналогичная зависимость для α -фазы (мартенсит) представлена на рис.4.4.9, б.



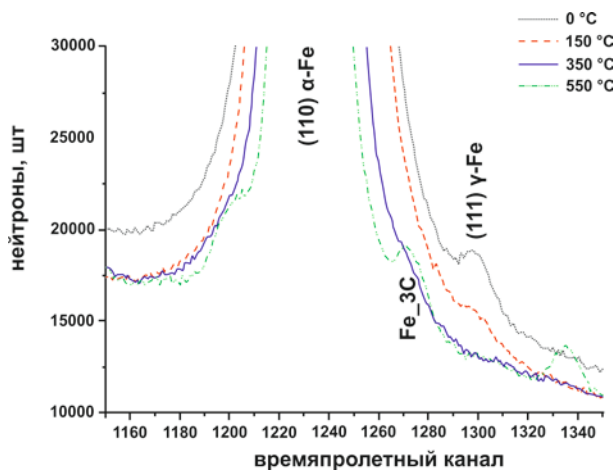
а



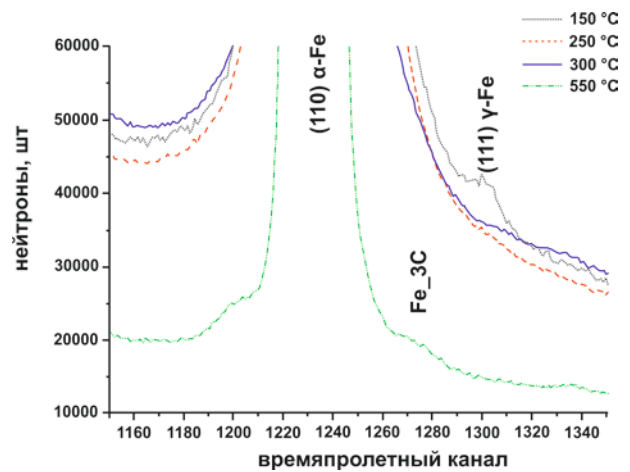
б

Рисунок 4.4.9 - Зависимость относительной амплитуды остаточного аустенита (а), α -фазы (б) от температуры отпуска для стали Б1500 и Б1700

По результатам исследований методом дифракции нейтронов подтверждается уменьшение доли остаточного аустенита при увеличении температуры отпуска. Это свидетельствует о его превращении, заключающемся в образовании α -фазы и карбидов, что подтверждено ростом относительной амплитуды дифракционных пиков $(200)_\alpha$ на рисунке 4.4.9, б. Наличие отчетливых пиков цементита (Fe_3C) было выявлено только при температуре отпуска 550°C , рис. 4.4.10, а, б, т.е. при единственной исследованной температуре выше 350°C .



а



б

Рисунок 4.4.10 - Дифракционный пик цементита (Fe_3C) при исследовании методом дифракции нейтронов (а) – сталь марки Б1500, (б) – сталь марки Б1700.

Для противостояния жестким условиям абразивного изнашивания деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин необходимы высокая твердость и прочность материалов, из которых они изготовлены, однако эти материалы должны

обладать также и приемлемым уровнем деформационной способности ввиду наличия неравномерного рельефа, каменовидных включений и других факторов, осложняющих процесс эксплуатации техники.

Выводы к главе 4

1. Нагрев до 1200°C приводит к росту зерна аустенита в исследуемых микролегированных сталях Mn-Cr-Ni-Cu-Mo композиции легирования с содержанием углерода 0,30-0,45% до 110-155 мкм. Наиболее интенсивный и неравномерный рост зерна наблюдается в интервале температур 1050-1200°C, что может приводить к разноструктурности, особенно с повышением уровня легирования стали. В связи с этим нагрев под прокатку или штамповку целесообразно производить до температур не выше 1050-1100°C.

2. При деформации со скоростью 1 с^{-1} при температуре 950°C и истинной деформации не более 1,5 динамическая рекристаллизация в исследуемых сталях не происходит, а в интервале температур 1050-1150°C имеет место частичная ДР, которая начинается при истинной деформации 0,26-0,42. Статическая рекристаллизация при температурах 950-1050°C после деформации со скоростью 1 с^{-1} завершается за время от 4 до 32 сек, что сопоставимо с паузами между последовательными обжатиями при горячей прокатке.

3. В условиях, характерных для горячей штамповки на молоте (степень деформации – 60-80%, скорость деформации 100 с^{-1}), статическая рекристаллизация завершается за время 6-8 секунд после окончания деформации, предшествующее извлечению заготовки из штампа. При этом в результате СР происходит измельчение исходных зерен размером 110-150 мкм в 1,5-2 раза. Это обстоятельство позволяет предложить двухстадийную схему штамповки с паузой между последовательными ударами молота.

4. Оптимальной температурой закалки для разработанных сталей Mn-Cr-Ni-Cu-Mo композиций легирования является температура 900°C. При такой температуре твердость на 5-10 единиц HRC выше, чем при температуре 850°C. Структура стали

после закалки представлена преимущественно речным мартенситом, наблюдается до 5% высокотемпературного мартенсита и до 5% двойникового мартенсита.

5. Исследования превращений в интервале низко- и среднетемпературного отпуска показали, что выделение промежуточных карбидов ($\text{Fe}_{2,5}\text{C}$ и ϵ -карбида), образование которых в исследованных сталях начинается при температурах значительно ниже 150°C , завершается в стали Б1200 при температурах 200°C , в сталях Б1500 и Б1700 - примерно при 250°C . Температурная область выделения межречного цементита в прослойках остаточного аустенита составляет $220\text{-}480^\circ\text{C}$. При этих же температурах происходит превращение остаточного аустенита, приводящее к образованию цементита по границам зерен, и с повышением уровня легирования оно происходит при более высоких температурах.

6. В процессе отпуска закаленной стали при 150°C карбиды образуются преимущественно в высокотемпературном мартенсите, их объемная плотность достигает $(7,5\text{-}220)\times 10^{20}\text{ м}^{-3}$, а размер составляет 13-56 нм. При повышении температуры отпуска до $200\text{-}300^\circ\text{C}$ в высокотемпературном мартенсите размер карбидов возрастает более чем в 3 раза, а их объемная плотность снижается; в речном мартенсите образуются карбиды размером 7-164 нм с объемной плотностью $(9,4\text{-}13)\times 10^{20}\text{ м}^{-3}$. Величина относительного равномерного удлинения, составляющая в исследованных сталях после закалки в среднем 2,73%, после отпуска 150°C – в среднем 3,56%, а после отпуска 300°C – 2,66%, может служить оценочным показателем для выбора режима отпуска стали, обеспечивающего наиболее высокие вязко-пластические свойства, которые выше всего после отпуска, не превышающего 300°C (в зависимости от марки стали).

7. Снижение ударной вязкости при повышении температуры отпуска от 150 до $300\text{-}400^\circ\text{C}$ обусловлено распадом остаточного аустенита и выделением карбидов типа Me_3C по границам исходных зерен аустенита размером до 180 мкм и внутри реек мартенсита размером от 7 до 164 нм. При температурах отпуска свыше 400°C повышение ударной вязкости и снижение твердости связано с процессами коагуляции карбидов.

8. В результате комплекса испытаний образцов после нагрева под закалку 900°C в течение 1,5-2 часов и отпуска были определены и рекомендованы режимы последнего: $150-300^{\circ}\text{C}$ в зависимости от марки стали.

На основании изученных закономерностей были научно обоснованы параметры технологических процессов получения листового проката горячей прокаткой, штамповки деталей с острой кромкой и их термической обработки, изложенные в следующей главе.

ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА, ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОПЫТНЫХ ПАРТИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ИЗНОСОСТОЙКИХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ТЕХНИКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ КАЧЕСТВА

5.1. Разработка технологии изготовления листового проката

Принципиальная технологическая схема изготовления листового проката из стали пределом текучести 1200-1700 МПа представлена на рисунке 5.1.1.

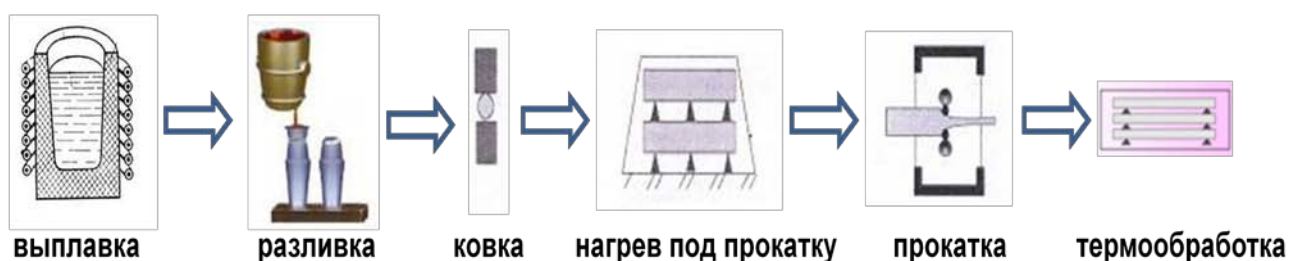


Рисунок 5.1.1 - Принципиальная технологическая схема изготовления листового проката из стали пределом текучести 1200-1700 МПа

Технологическая схема изготовления листового проката толщиной от 6 до 18 мм из высокопрочных сталей с гарантированной величиной предела текучести 1200, 1500 и 1700 МПа разработана исходя из обеспечения следующих условий:

- требуемого химического состава;
- требуемого комплекса механических свойств в листовом прокате и в готовых деталях, изготавливаемых из проката;
- необходимых геометрических размеров листов;
- ресурсо- и энергоэффективности процесса.

и включает следующие технологические операции:

- выплавку стали в электропечах емкостью от 40 до 400 кг;
- разливку стали в слитки с использованием изложниц цилиндрической или призматической формы и площадью поперечного сечения не менее 0,01 м²;

- нагрев слитков под ковку в камерных печах с рабочим диапазоном температур 900-1300°C;
- ковку слитков на заготовки с удалением прибыли верхней части;
- нагрев заготовок под прокатку в камерных печах с рабочим диапазоном температур 900-1300°C и перепадом температур не более 20°C на режиме выдержки в разных зонах печи.
- прокатку заготовок на листы в реверсивных (или непрерывных) станах в температурных диапазонах от 1200 до 900°C и обеспечением относительных обжатий за проход 10-50%;
- замедленное охлаждение листов в специализированных теплоизоляционных материалах (при необходимости);
- нагрев под закалку и отпуск листов в печах для термообработки с температурным диапазоном 150–1000°C, оборудованными средствами непрерывного измерения температуры в рабочем пространстве печи и регулирования температурных режимов;
- ускоренное охлаждение листов после нагрева под закалку;
- низкий отпуск.

Температуру выпуска металла при разливке рекомендуется устанавливать в диапазоне 1620-1630 °C.

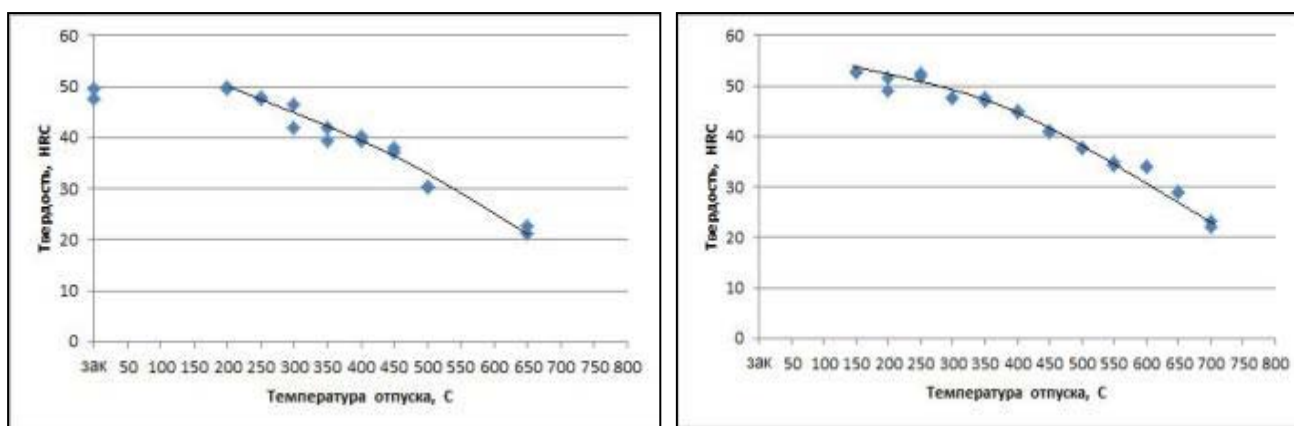
Температура нагрева слитков под ковку должна быть в диапазоне 1200-1220°C. Размеры кованных заготовок определяются габаритами необходимого листового проката, однако толщина кованных заготовок должна обеспечивать не менее пятикратного обжатия при прокатке на листы. Температура металла в концековки слитков должна быть не ниже 900°C.

Нагрев под прокатку осуществляют в диапазоне 1100-1220°C с выдержкой 1-2 мин/мм в зависимости от исходных габаритов заготовок и выбранного нагревательного оборудования.

Температура конца прокатки не должна быть менее 880 °C. Фиксация температуры должна осуществляться оптическим пирометром или другими средствами, обеспечивающими измерение непосредственно после выхода раската из клетки. Рекомендуемая скорость прокатки должна быть в диапазоне 50-55 м/мин.

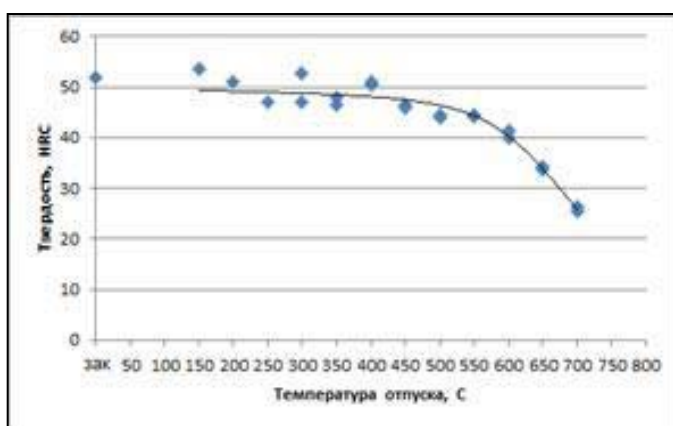
Для выбора режимов упрочняющей термической обработки листового проката был выполнен ряд дополнительных экспериментов и испытаний на различных образцах из разработанных сталей.

На рисунке 5.1.2 представлены зависимости изменения твердости сталей Б1200, Б1500 и Б1700 в зависимости от температуры отпуска после закалки с температуры 900°C в воду. Твердость стали после закалки составляет 47-52 HRC. После отпуска в интервале температур 150-250°C значительного снижения твердости не наблюдается, затем происходит снижение твердости до 40 HRC в сталях марок Б1200 и Б1500 при отпуске не выше 400-450°C, как показано на рисунке 5.1.2. В стали марки Б1700 вплоть до отпуска при температуре 600°C твердость сохраняется на уровне выше 40 HRC, затем также происходит ее снижение до 20 HRC.



а

б



в

Рисунок 5.1.2 – Влияние температуры отпуска на твердость стали:

а - Б1200, б - Б1500, в - Б1700

Таким образом, для обеспечения требуемых механических свойств листового проката возможно использование традиционного оборудования. Для обеспечения высокой твердости температура отпуска должна быть в диапазоне 150-300°C.

5.2. Разработка технологии изготовления штампуемых деталей

Традиционно заготовки режущих деталей изготавливаются механической обработкой из термообработанного листового проката, реже штамповкой или отливкой, которые затем затачиваются фрезерованием или абразивной обработкой. Альтернативные способы утонения режущей кромки, к которым относятся вальцевание, штамповка лезвия в специальной штамповой оснастке (компания Vogel and Noot, Kverneland [6]), а также использование лемехов со съемным лезвием в нашей стране не нашли широкого применения ввиду отсутствия технологий.

Технология штамповки представляет последовательность операций, состоящих из нагрева исходных заготовок, штамповки заготовок на молотовом штампе, удалении излишков металла на обрезающем штампе, охлаждении деталей.

Температуру нагрева заготовок под штамповку на основании рис. 4.1.1.1 целесообразно выбирать с учетом наименьшего размера зерна аустенита, однако снижение температуры заготовок ведет к уменьшению ресурса штамповой оснастки. Приемлемой температурой для штамповки деталей типа «долото» (габаритные размеры исходных заготовок: 18-20x45-50x150-275 мм) является температура 1050-1100°C, ресурс штампа при такой температуре оценивается в 1500-2000 деталей.

Проведение штамповки должно заключаться в первоначальных обжатиях по двум длинным сторонам заготовок для удаления окалины и последующих сильных обжатиях до полного заполнения металла матрицы пуансона. Причем, согласно разделу 4.1.3, рекомендуется проводить 2 сильных обжатий, с паузой между ними в 6-8 секунд (чем больше содержание углерода в стали, тем длительнее пауза, что обусловлено влиянием углерода на процессы рекристаллизации [106]) с целью прохождения статической рекристаллизации в острой кромке деталей.

Технология формообразования кромки деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин непосредственно в процессе штамповки позволяет получить необходимую твердость в режущей кромке заготовки после окончательной обработки и исключить трудоемкие токарно-фрезерные процедуры обработки.

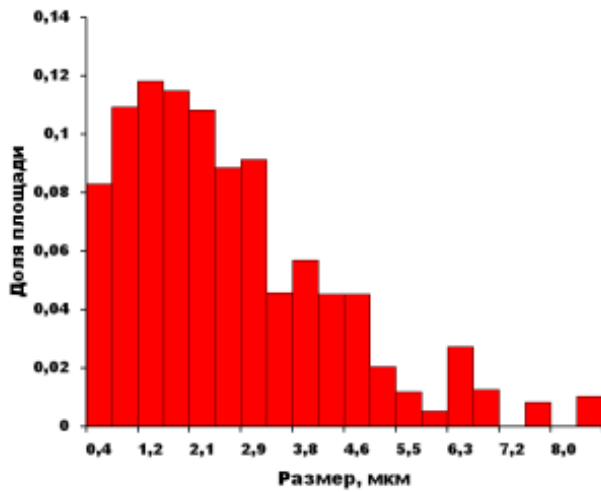
После штамповки деталь подвергается термической обработке (закалке и низкому отпуску). В процессе нагрева под закалку происходит фазовая перекристаллизация, поэтому представляло интерес изучение структурных изменений, которые происходят в острой кромке детали, подвергнутой ударному утонению в молотовом штампе при высоких температурах, а затем нагреву выше температуры A_{c3} и быстрому охлаждению.

Для исследования влияния последующей закалки на структуру стали после горячей деформации с высокой скоростью проведено моделирование штамповки стали марки Б1500 по режимам, приведенным в таблице 5.2.1.

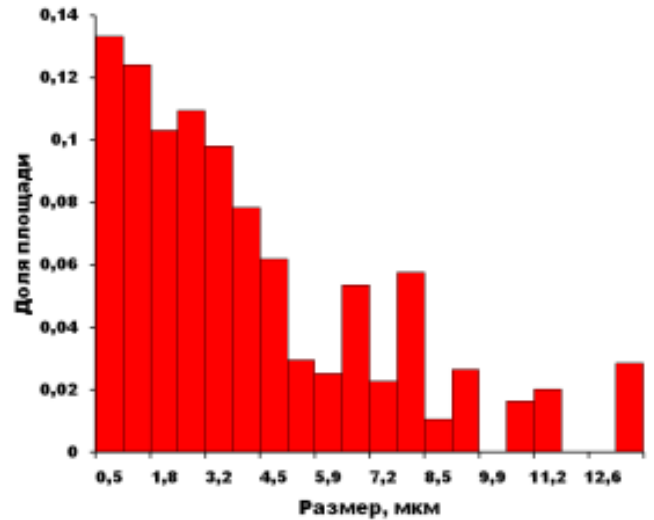
Таблица 5.2.1 – Режимы моделирования штамповки стали Б1500 и последующей закалки

Режим деформации			Vохл. после деф, °C/c	Режим закалки			
Tдеф, °C	ϵ отн, %	Vдеф. с-1		Vнагр, °C/c	T, °C	выдержка, с	Vохл °C/c
1100	78	100	5 до T=200°C	-	-	-	-
				5	900	100	30
950				-	-	-	-
				5	900	100	30

Исследования микроструктуры образцов с помощью метода обратно отраженных электронов после горячей деформации при 1100°C показали, что в стали Б1500 формируется мартенсит речной морфологии со средним размером структурного элемента (мартенситный блок) 2,0 мкм (рисунок 5.2.1, а). Под структурным элементом при таком анализе понимается кристаллографически определенная единица, разориентированная относительно других более чем на 5 градусов. Результаты аналогичного анализа микроструктуры после горячей деформации при 1100°C и закалки от 900°C представлены на рис.5.2.1 б. Превращенная структура стала более грубой, т.к. после закалки средний размер структурных элементов в мартенсите увеличился до ~4 мкм.



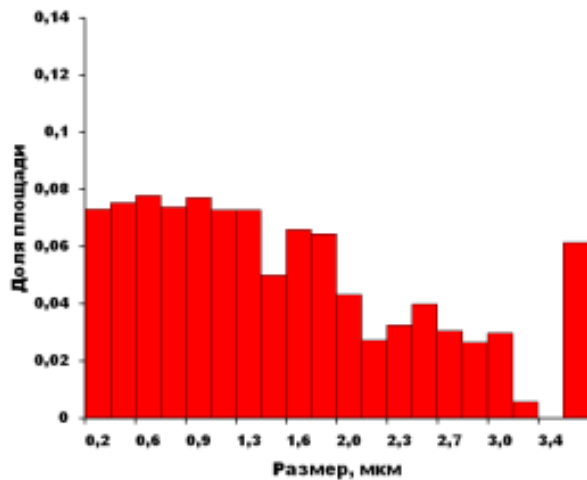
а



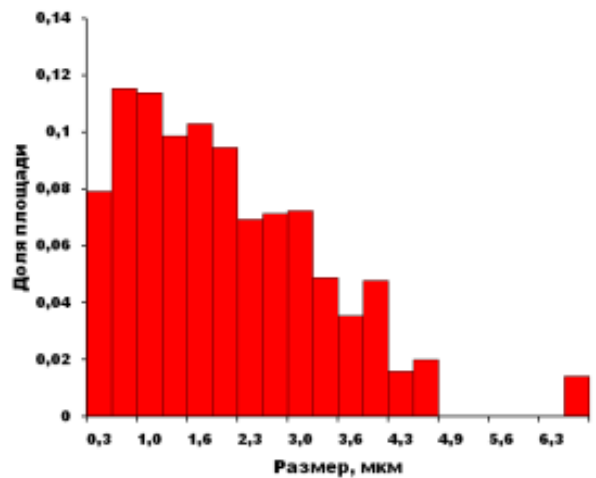
б

Рисунок 5.2.1 – Распределение структурных элементов (мартенситных блоков) при угле толерантности 5° по размерам в стали Б1500, охлажденной после горячей деформации при температуре 1100°C (а) и после дополнительной закалки (б)

Проведение горячей деформации при температурах ниже температуры рекристаллизации (при 950°C) привело к формированию более дисперсной структуры. Так, после горячей деформации при 950°C формируется мартенсит речной морфологии со средним размером структурного элемента $1,5\ \mu\text{m}$ (рисунок 5.2.2, а). Доля структурных элементов размером менее $1\ \mu\text{m}$ в $2,5$ раза больше, чем после горячей деформации при 1100°C . Проведение закалки после деформации при 950°C привело к увеличению размеров мартенситных блоков в среднем до $2,5\ \mu\text{m}$, однако разброс значений меньше, чем после деформации при 1100°C и закалки, рис. 5.2.2, б.



а



б

Рисунок 5.2.2 - Распределение структурных элементов (мартенситных блоков) при угле толерантности 5° по размерам в стали Б1500, охлажденной после горячей деформации при температуре 950°C (а) и после дополнительной закалки (б)
Обобщенные результаты исследований структуры представлены в таблице 5.2.2.

Таблица 5.2.2 – Обобщенные результаты структурных исследований

Обработка	Марка стали	Режим	$T_{\text{деф}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	Средний размер структурного элемента, мкм
моделирование	Б1500	1	1100	-	2,0
		2		900	4,0
		3	950	-	1,5
		4		900	2,5

Таким образом, после горячей деформации со скоростью 100c^{-1} при температурах 950 и 1100°C и охлаждения, имитирующих процесс штамповки на молоте, в стали Б1500 формируется речный мартенсит со средним размером структурных элементов $1,5\text{-}2,0$ мкм.

Проведение закалки после горячей деформации с высокой скоростью приводит к изменению структуры стали в зависимости от температуры предшествующей обработки. После горячей деформации при 1100°C со скоростью 100c^{-1} и закалки при 900°C происходит увеличение размера мартенситных блоков (с $2,0$ до 4 мкм) и огрубление структуры. После горячей деформации со скоростью 100c^{-1} при температуре ниже температуры рекристаллизации – 950°C и закалки при 900°C также происходит увеличение размеров мартенситных блоков (от $1,5$ до $2,5$ мкм), однако менее интенсивное, что обусловлено протеканием преимущественно первичной рекристаллизации после деформации.

5.3. Изготовление опытных партий листового проката и деталей

5.3.1. Изготовление листового проката толщиной 6-18 мм

Для изготовления листового проката из новых высокопрочных сталей были выплавлены 19 опытных плавов (более 4 тонн), химический состав которых представлен в таблице 2.1.1.

Для выплавки стали использовали индукционную печь с емкостью тигля 250кг. Температура выпуска металла из печи составила 1595 °С. Выпуск металла осуществляли в чайниковый ковш для наилучшего отсечения шлака. Ковш был прогрет до температуры 830 °С. Разливку из ковша осуществляли в изложницы для слитков ёмкостью от 16 до 40 кг (5 штук по 40 кг и 1 слиток – 16 или 25 кг). Пробы для химического анализа плавки отбирали из струи металла при заливке прибыльной части третьего по ходу разливки слитка. Слитки после разливки охлаждались 16 часов. Осмотр остывших слитков не выявил трещин, плен, песочин, поясов или других дефектов.

Ковку слитков на заготовки производили на ковочном молоте М-1345 с массой падающей части 3000кг. Нагрев слитков под ковку осуществляли в камерных нагревательных электрических печах сопротивления. Для обеспечения минимального количества выносов слитков из печи ковку начинали при температуре металла 1200-1220°С. Таким образом, каждый слиток ковали за один вынос из печи. На первом этапе ковки производили биллетировку слитков при малых единичных обжатиях. После биллетировки прибыльную часть слитков удаляли. На втором этапе отбиллетированные слитки ковали на исходную заготовку толщиной 50-70 мм.

Нагрев заготовок под прокатку осуществлялся в камерных нагревательных электропечах до температуры 1200°С. Температура нагрева была выбрана на основе положений, представленных в разделе 4.1.2: чем выше температура деформации, тем ниже пороговая деформация, необходимая для начала процесса динамической рекристаллизации. Прокатку проводили на лабораторном стане «Дуо-600» и «Кварто-800». Деформацию проводили за 5-7 проходов с относительными обжатиями 20-30%.

Температура конца прокатки была не ниже 850°C. По окончании прокатки листы охлаждались на воздухе.

Далее с учетом результатов раздела 4.2 и 4.3 была проведена упрочняющая термическая обработка образцов, вырезанных из листов, направляемых для изготовления опытных деталей сельхозтехники. Результаты механических свойств приведены в таблице 5.3.1.

Как видно из таблицы 5.3.1 все образцы опытного листового проката отвечают предъявляемым требованиям (таблица 1.7.1) и пригодны для изготовления опытных деталей сельскохозяйственной техники.

Таблица 5.3.1 – Механические свойства (средние значения) образцов листового проката из стали Б1200, Б1500 и Б1700 после закалки от 900°C, выдержка 1,5 часа, охлаждение в воде и отпуска

Марка стали	№ плавки	Толщина, мм	Отпуск, °C	τ выде ржки, ч	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	δ_p , %	KCU ⁺²⁰ , Дж/см ²	HRC
Б1200	2	18	300	6	1525	1310	10,7	44,5	2,6	40	43,0
Б1500	5	18	250	5	1790	1540	9,9	37	2,5	40	52,3
Б1700	9	18	150	2	1995	1720	10,2	32	3,2	39	55,0
Б1200	3	12	300	6	1605	1390	10,5	39,5	2,8	30	43,5
Б1500	7	12	250	4	1875	1590	8,8	35,5	2,7	40	48,5
Б1700	9	12	150	2	2095	1725	9,1	28	4,4	-	-
Б1200	2	6	300	6	1520	1290	13,0	32	2,2	60	44,0
Б1500	7	6	250	5	1890	1550	12,0	45	2,9	47	49,8
Б1700	9	6	150	2	2150	1715	10,2	33	3,7	52	54,0
Требования											
Б1200	-	6-18	-	-	1350	1200	8	-	-	30	43
Б1500	-		-	-	1650	1500	8	-	-	25	48
Б1700	-		-	-	1850	1700	7	-	-	20	52

С целью определения дальнейших операций изготовления деталей были определены механические свойства образцов горячекатаных листов различных составов (таблица 5.3.2).

Таблица 5.3.2 – Механические свойства (средние значения) образцов горячекатанного листового проката.

Марка стали	№ плавки	Толщина, мм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	δ_p , %	KCU ⁺²⁰ , Дж/см ²	HRC
Б1200	2	18	1020	640	18,0	38	9,3	48	25-31
	3	12	880	660	18,0	46	6,3	34	27-34
Б1500	7	12	1170	820	14,5	28	7,1	23	25-33
Б1700	9	18	1250	1100	10,8	33	4,9	-	47-52
	10	18	1340	1180	11,0	32	5,1	22	40-52

В случае отсутствия специального оборудования (гидроабразивная резка, электроэрозия и пр.) для возможности изготовления технологических отверстий в заготовках деталей почвообрабатывающей техники и исследовательских образцов листового проката или другой необходимой механической обработки был разработан специальный разупрочняющий режим отпуска, который позволит использовать токарно-фрезерные станки и сверлильное оборудование. Затем готовые детали подвергаются окончательной термической обработке – закалке и низкому отпуску.

На рисунке 5.3.1 представлены зависимости твердости от температуры отпуска горячекатаных образцов, вырезанных из листов толщиной 18 мм разработанных сталей.

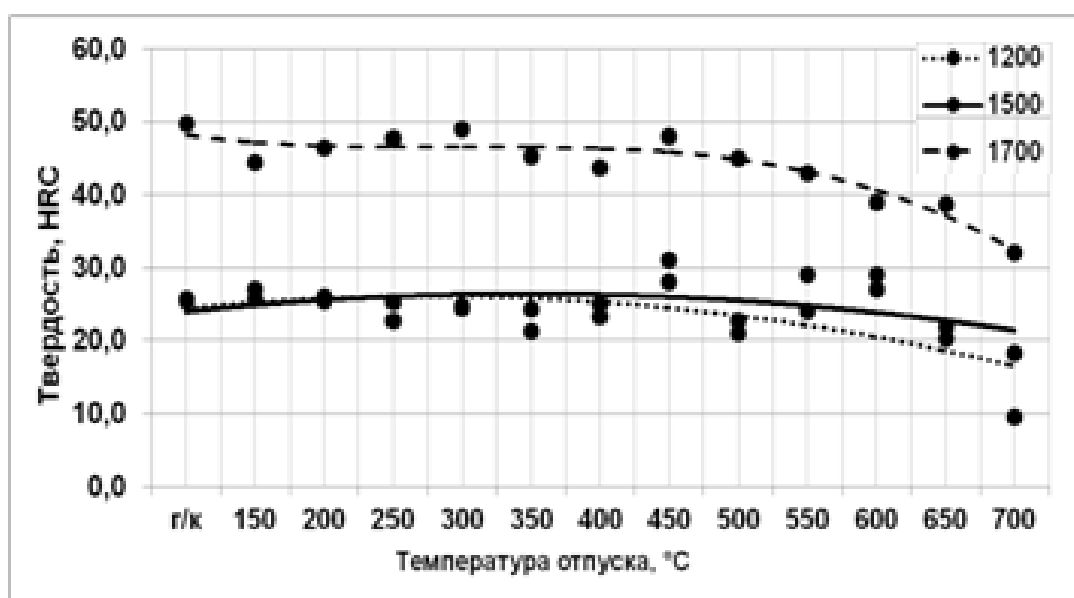


Рисунок 5.3.1 - Зависимость твердости от температуры отпуска образцов, вырезанных из горячекатаных листов (выдержка при отпуске составляла 2 часа)

Как видно из приведенной на рисунке 5.3.1 зависимости, твердость горячекатаных образцов из стали Б1200 и Б1500 составляет 25 единиц и практически не изменяется вплоть до 400°C. Некоторое повышение твердости при температурах отпуска 450°C можно связать с процессами превращения остаточного аустенита и выделения межреечного цементита. Сталь марки Б1700 существенно превосходит по твердости образцы из сталей Б1200 и Б1500. Твердость в горячекатаном состоянии составляет 50 единиц, после отпуска 150-300°C твердость снижается до 43 - 48 HRC,

при 450-700°C твердость снижается с 47 до 33 HRC. Такой характер хорошо согласуется с процессами, описанными на рисунке 4.4.7.

По полученной на рисунке 5.3.1 зависимости был рекомендован режим отпуска при температуре 650°C в течение 2-3 часов для стали марки Б1700 с целью выполнения крепежных отверстий на деталях после штамповки перед окончательной термической обработкой.

Кроме того, полученные данные позволили учесть выбор оборудования для резки раскатов на листы. Большинство агрегатов резки (гильотинные ножницы, ленточные пилы) рассчитаны на работу с материалами с твердостью, не превышающей 40-45 HRC. При выполнении работы неоднократно наблюдался отказ оборудования, происходила частая замена расходных материалов и притупление ножей режущих агрегатов при производстве образцов и деталей из листов стали Б1700. Для более эффективного производства рекомендуется использовать установки гидроабразивной (или анодной резки) или выполнять указанные операции после замедленного охлаждения раскатов после прокатки.

5.3.2. Изготовление штампованных заготовок на молоте

Для изготовления штампованных заготовок на молоте предварительно были вырезаны заготовки из листового проката различных толщин. Вырезку заготовок осуществляли на установке гидроабразивной резки, обеспечивающей высокую точность реза и минимальные потери материала.

Для обеспечения минимального образования излишков металла после штамповки и обрезки были опробованы несколько габаритных размеров заготовок, вырезаемых из листового проката, для штамповки. В ходе работ было установлено, что наилучшими размерами исходных заготовок для изготовления двух видов долот, являются 20x45x150 мм и 20x50x275 мм соответственно.

В соответствии с чертежами изготавливаемых деталей была изготовлена³ штамповая оснастка, представленная на рисунке 5.3.2.1 а и б.

Удаление излишков металла штампованных заготовок производилось на закрытом однокривошипном прессе простого действия КА-9536 с усилием 400 тонн, фотография которого приведена на рисунке 5.3.2.1 в.



а



б



в

Рисунок 5.3.2.1 - Штамповая оснастка для долото плужного лемеха:
а – нижняя часть штамповой оснастки; б- верхняя часть штамповой оснастки; в –
обрезная оснастка

Нагрев заготовок под штамповку осуществлялся в камерных нагревательных электрических печах типа ОКБ 210, фотографии которых представлены на рисунке 5.3.2.2 а, позволяющих достигать температуру до 1220°С.

Штамповка заготовок производилась на паровоздушном штамповочном молоте типа М-2145А с массой падающего груза не менее 3000 кг, фотография приведена на

³ На АО «КМЗ «Ижора-Металл»

рисунке 5.3.2.2 б. Штампы подогреваются природным газом в течении 30 минут до температуры 200-300°C для уменьшения температурного градиента и увеличения ресурса штамповой оснастки до 2000 деталей.



Рисунок 5.3.2.2 – а) нагревательные камерные электрические печи;
б) штамповочный молот М-2145А с подогреваемыми штампами

Подбор оптимальных размеров исходных заготовок позволил избежать образования дефектов штамповки типа «ступеней» (рисунок 5.3.2.3 а), встречавшихся на первых опытных партиях и сократить излишки металла после обрезки (5.3.2.3 б, в).

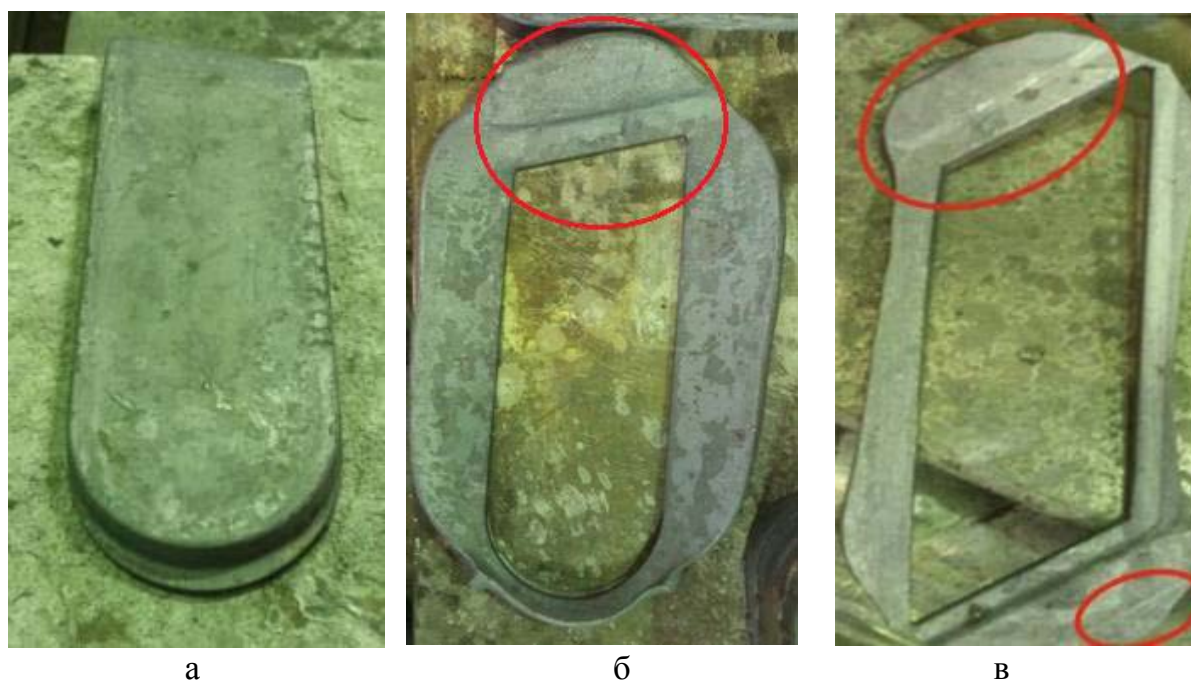


Рисунок 5.3.2.3 а – Штампованная заготовка с дефектом «ступень»
б, в – удаленные излишки штампованной заготовки

5.3.3. Термическая обработка штампованных деталей

Термическую обработку штампованных заготовок проводили в соответствии с разработанными в главе 4 режимами.

После термической обработки производили анодную резку для изготовления образцов и токарно-шлифовальную обработку образцов для испытаний.

Заготовки из стали Б1700, сразу термообработанные по окончательным режимам, показали очень высокую стойкость к обработке твердосплавными резцами как из сплава ВК-8, так и из кубического нитрида бора. Значительно увеличилось количество поломок обрабатывающего инструмента. Поэтому было принято решение все штампованные заготовки подвергать предварительной термической обработке при 650°С в течение 3 часов (разработанной в разделе 5.3.1), с целью разупрочнения материала и снижения нагрузок на обрабатывающий инструмент при изготовлении исследовательских образцов, а также технологических отверстий готовых деталей.

Так как важным условием надежной эксплуатации деталей почвообрабатывающей техники является состояние острой кромки деталей, дальнейшие дополнительные исследования проводили на образцах, вырезанных из этой части деталей.

После обработки деталей из сталей Б1200 и Б1500 на молотовом штампе по схеме двухстадийной штамповки с паузой между последовательными ударами молота 8 секунд при температуре 1070°С, последующей закалки в камерных печах при температуре 900°С и низкого отпуска по разработанным режимам структура рабочей кромки деталей представляла реечный мартенсит со средним размером мартенситных блоков 3,2 мкм для стали Б1200 и 2,9 мкм для стали Б1500 (рисунок 5.3.3.1). Отпуск стали практически не оказывает влияния на морфологию мартенсита и плотность дислокаций. Твердость в кромке деталей из стали Б1500 выше, чем для стали Б1200, что обусловлено различием в содержании углерода и легирующих элементов (рисунок 5.3.3.2).

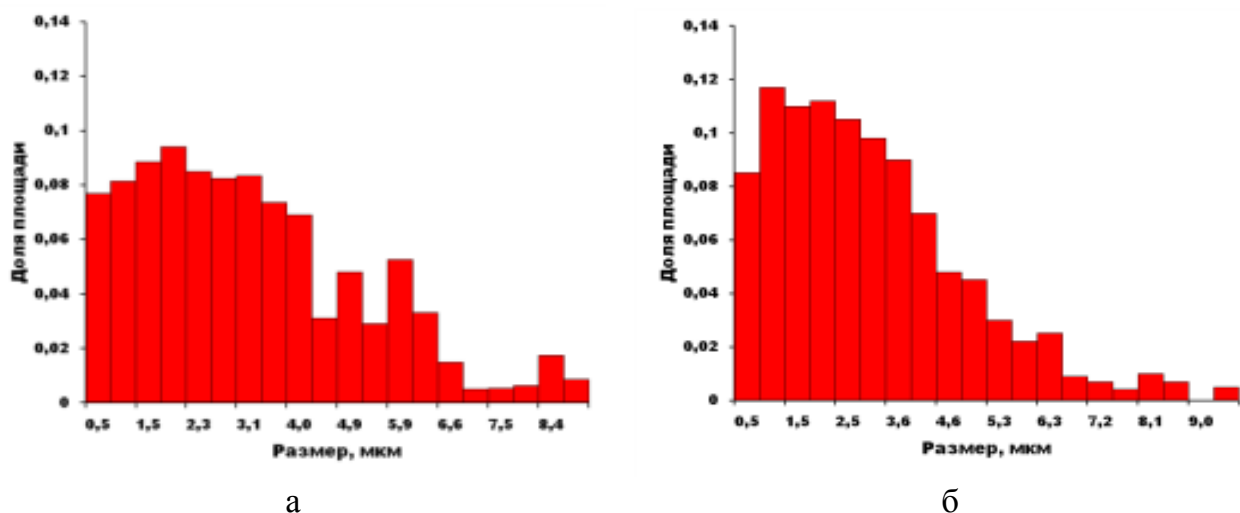


Рисунок 5.3.3.1 - Распределение структурных элементов (мартенситных блоков) при угле толерантности 5° по размерам в стали Б1200 (а) и Б1500 (б), после штамповки на молоте при 1070°C , закалке при 900°C и низкого отпуска

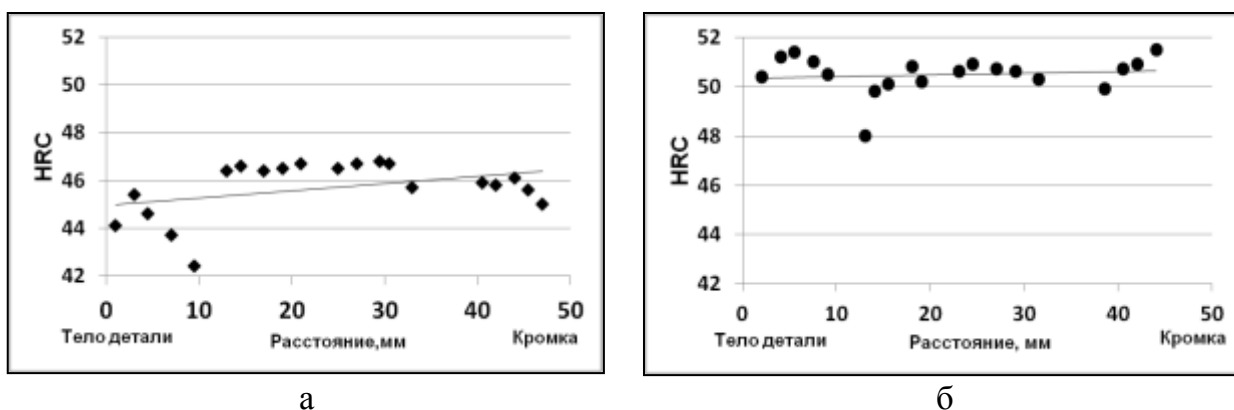


Рисунок 5.3.3.2 - Твердость рабочей кромки деталей из стали Б1200 (а) и Б1500 (б)

Таким образом, температура штамповки 1070°C и последующая термическая обработка обеспечивают высокий уровень твердости рабочей кромки деталей – не менее 45,0 HRC для стали Б1200 и 50,5 HRC для стали Б1500.

Для проведения сравнительных натурных испытаний, а также изготовления наиболее востребованных деталей сельскохозяйственной техники (стрельчатые лапы культиваторов, долото плужных лемехов, ножи грядообразователей, лапы-наральники) были изготовлены штампованные заготовки на гибочных штампах, процесс изготовления которых описан в следующем разделе.

5.3.4. Изготовление штампованных заготовок на гибочных штампах

Изготовление штампованных заготовок на гибочных штампах и деталей из них проводили в производственных условиях ФГБНУ «Всероссийский научно-исследовательский институт механизации сельского хозяйства».

Для изготовления штампованных заготовок на гибочных штампах, предварительно были вырезаны заготовки деталей сельхозмашин из листового проката различной толщины. Вырезку заготовок осуществляли на установке плазменной резки Spirit 150a (фирмы RALIBURN, США).

Гибочные штампы для изготовления лап культиваторов, лемехов плугов, ножей грядообразователей представлены на рисунке 5.3.4.1.



а



б



в

Рисунок 5.3.4.1 - Фотография гибочных штампов: а - гибочный универсальный штамп для лап культиватора шириной захвата 210...260 мм; б - гибочный штамп ножа овощного и картофельного грядообразователя; в - гибочный штамп для лемехов

Штамповка заготовок проводилась на гидравлическом прессе, приведенном на рисунке 5.3.4.2.

Процесс гибочной штамповки заключался в нагреве заготовок до температуры 920-940°C в камерных печах, штамповке на гидравлическом прессе с усилием 30 тонн и временем выдержки под давлением 3-4 секунды, охлаждением до комнатной температуры и дальнейшей окончательной термической обработкой и нанесением износостойких покрытий при необходимости [107, 108].



а



б

Рисунок 5.3.4.2 – Гидравлический пресс (а) и процесс гибочной штамповки лемеха (б)

Фотографии основных изготовленных деталей взамен импортных аналогов представлены на рисунке 5.3.4.3.

Всего произведено более 90 деталей для сравнительных и исследовательских испытаний.



а



б



в



г



д



е

Рисунок 5.3.4.3 Фотографии основных изготовленных деталей для натуральных испытаний из новых марок сталей: а - Лемех плуга с эвольвентным профилем и накладным прямым долотом; б - Лемехи плуга (с плазменной наплавкой); в - Долото оборотного плуга; г – Лапа-наральник агрегата «СМАРАГД»; д - Долото к оборотному плугу фирмы «Фогель и Ноот»; е - Ножи английского картофельного и овощного грядообразователя фирмы «Джон Инжиниринг»

Полученные образцы листового проката и заготовки деталей были подвергнуты испытаниям, результаты которых представлены ниже.

5.4. Исследование качества листового проката и штампованных заготовок

В условиях научно-экспериментального комплекса ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» было произведено более 4000 кг новой высокопрочной стали для изготовления исследовательских образцов и опытных деталей почвообрабатывающей техники. В ходе контроля производственного процесса и оценки качества производимой продукции осуществлялся отбор проб для испытаний на растяжение, ударную вязкость и твердость [109, 110]. Результаты оценки качества листового проката после термической обработки по рекомендованным режимам представлены на рисунках 5.4.1-5.4.3.

Статистический анализ результатов испытаний листового проката из стали марки Б1200, Б1500 и Б1700 показал, что в нормальное (гауссовское) распределение удовлетворительно укладываются большинство испытанных образцов, причем если и наблюдается смещение, то в область больших значений, по отношению к нормируемому уровню.

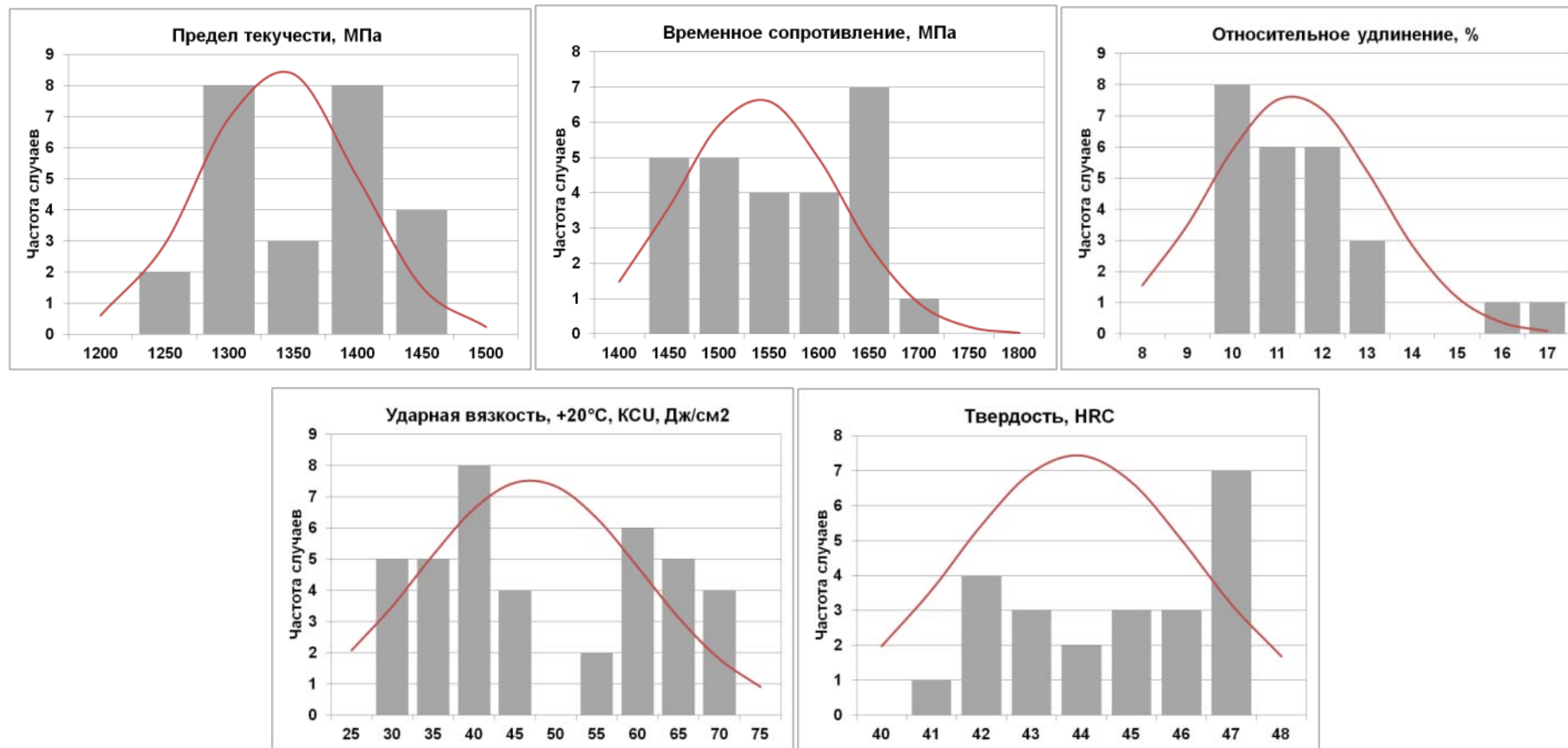


Рисунок 5.4.1 - Статистические данные по оценке качества листового проката из стали марки Б1200

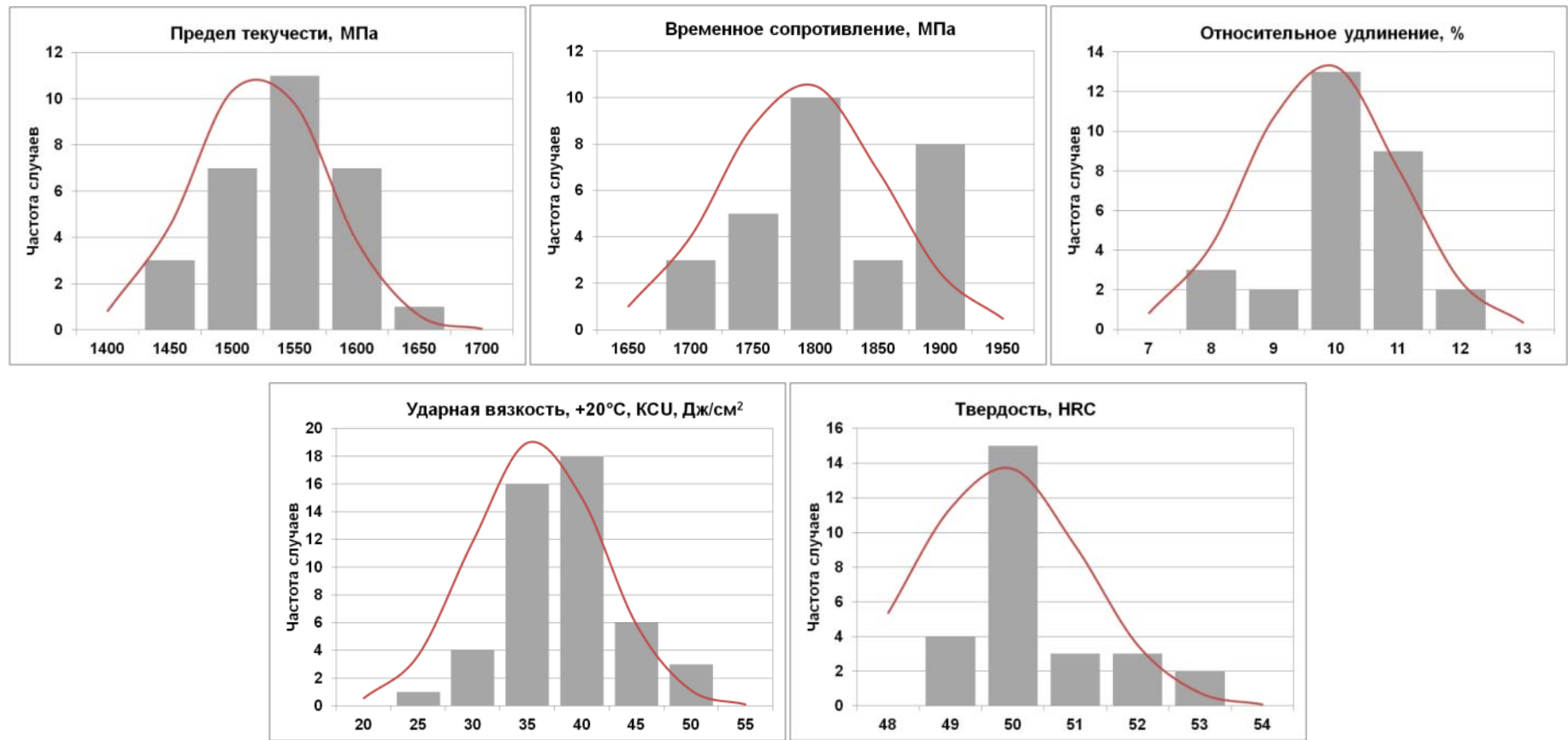


Рисунок 5.4.2 - Статистические данные по оценке качества листового проката из стали марки Б1500

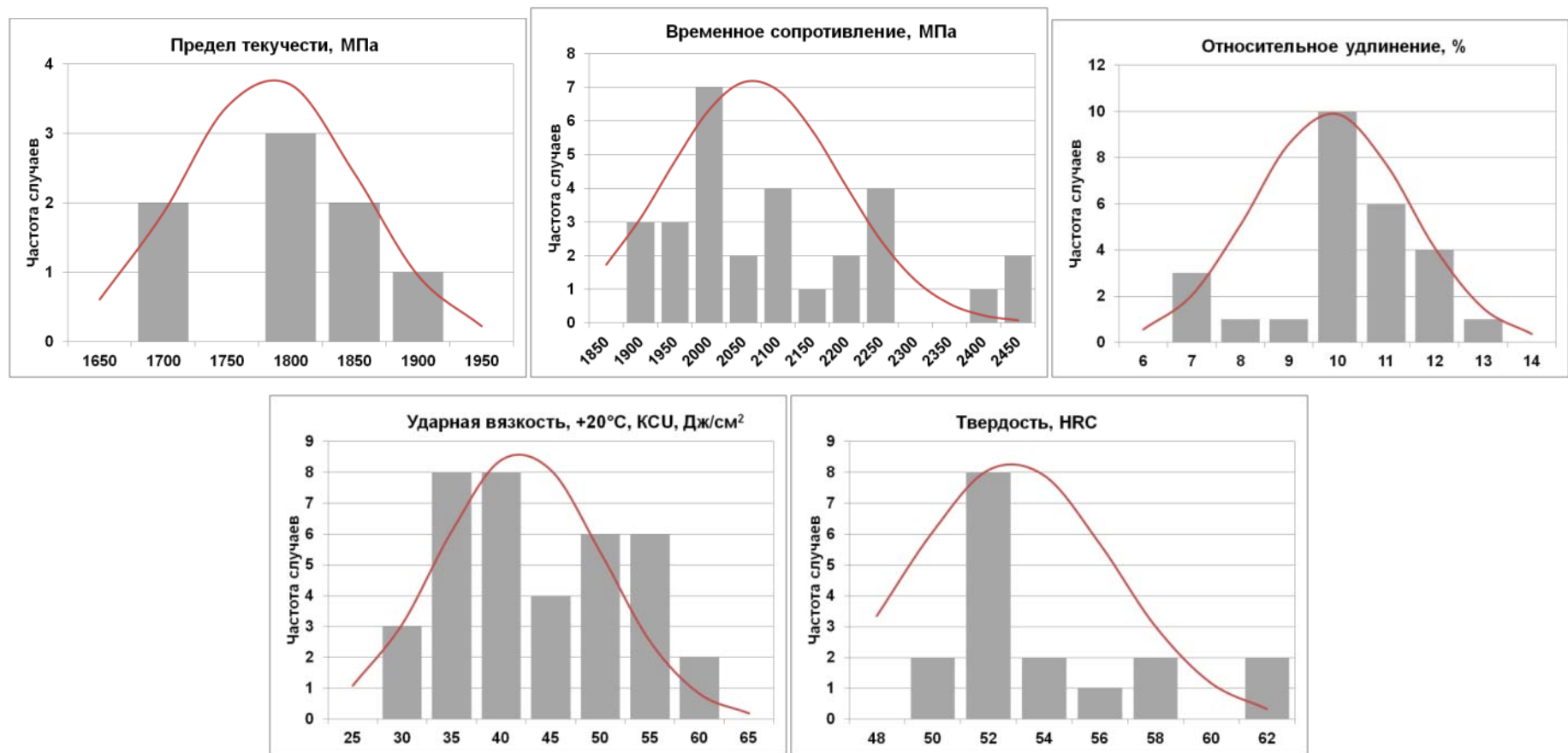


Рисунок 5.4.3 - Статистические данные по оценке качества листового проката из стали марки Б1700

О качестве разработанного листового проката также свидетельствуют данные по стандартному отклонению и доверительному интервалу, которые сведены в таблицу 5.4.1.

Таблица 5.4.1 – Средние значения, стандартное отклонение и доверительный интервал результатов испытаний листов стали Б1200, Б1500 и Б1700

		Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²	Твердость, HRC
Б1200	Среднее значение	1340	1540	11	47	44
	Стандартное отклонение	60	80	1,9	14	2,4
	Доверительный интервал	24	31	0,7	4	0,9
Б1500	Среднее значение	1520	1790	10	36	50
	Стандартное отклонение	53	64	1,2	6	1,3
	Доверительный интервал	19	23	0,4	2	0,5
Б1700	Среднее значение	1780	2060	10	42	53
	Стандартное отклонение	70	127	1,6	8	3,6
	Доверительный интервал	48	45	0,6	3	1,6

Стандартное отклонение по прочностным характеристикам в 25-30 раз ниже средних значений образцов из стали Б1200 и Б1500, и в 10 раз ниже для стали Б1700.

Средние значения относительного удлинения и ударной вязкости также демонстрируют гарантированное выполнение заданных требованиями характеристик.

Требования по механическим характеристикам обеспечиваются в 95% диапазоне доверительного интервала.

Проведенный анализ подтверждает высокое качество листового проката по оценке его механических свойств после разработанной упрочняющей термической обработки.

В таблице 5.4.2 приведены результаты определения механических свойств штампованных заготовок и деталей, упрочненных по разработанным режимам.

Таблица 5.4.2 – Механические свойства (средние значения) образцов штампованных заготовок и деталей после термообработки

Марка стали		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	δ_p , %	KCU^{+20} , Дж/см ²	HRC
Б1200	min	1560	1340	8,0	34	2,4	30	43
	max	1730	1470	9,3	42	2,9	37	47
	ТЗ	1350	1200	8	-	-	30	43
Б1500	min	1810	1500	8,0	26	2,7	25	49
	max	1820	1540	10,1	41	3,4	40	50
	ТЗ	1650	1500	8	-	-	25	48
Б1700	min	2110	1705	10,5	30	3,4	37	50
	max	2230	1790	12,3	37	4,5	82	55
	ТЗ	1850	1700	7	-	-	20	52

Примечание: ТЗ – требуемое значение (не менее) в соответствии с таблицей 1.7.1

Как видно из таблицы 5.4.2, требуемые свойства, предъявляемые к штампованным заготовкам и деталям из них после термического упрочнения по разработанным режимам, выполняются полностью, для стали Б1200 – с большим запасом.

Выводы к главе 5

1. Разработана и опробована технологическая схема изготовления листового проката из стали с пределом текучести 1200-1700 МПа, состоящая из выплавки и разливки слитков,ковки их на молоте, прокатки на реверсивном стане, упрочняющей термической обработки (закалка и низкий отпуск) в камерных печах. Изготовлено более четырех тонн листового проката для исследовательских, стендовых и натурных эксплуатационных испытаний.

2. Относительно высокий уровень твердости закаленного листового проката сохраняется при температурах отпуска в диапазоне 200-300°С для стали Б1200, 150-250°С для стали Б1500 и 150-400°С для стали Б1700 и составляет 43-50 HRC для стали Б1200, 49-53 для стали Б1500 и 48-55 HRC для стали Б1700.

3. Разработана технология штамповки заготовок из листового проката новых высокопрочных сталей с регламентацией температуры нагрева не выше 1100°С

с целью сохранения размера зерен аустенита и увеличения ресурса штамповой оснастки, а также регламентации пауз между деформациями с целью прохождения статической рекристаллизации за 6-8 секунд.

4. Разработан и опробован разупрочняющий режим термической обработки (отпуск 650°C, 2-3 часа, охлаждение на воздухе) для проведения необходимых токарно-фрезерных и других операций над изделиями из новой высокопрочной стали. Твердость листового проката после разупрочняющего режима термической обработки составляет 25-40 HRC и позволяет выполнять необходимые операции на действующем оборудовании.

5. Изготовлено более 90 деталей на молотовом штампе, термическая обработка которых по разработанным ранее режимам показала полное удовлетворение требований к механическим свойствам штампованных деталей, а именно: не менее 1290 МПа предел текучести, 1520 МПа временное сопротивление, 10,5% относительное удлинение, 30 Дж/см² ударная вязкость при +20°C для стали Б1200; не менее 1540 МПа предел текучести, 1790 МПа временное сопротивление, 8,8% относительное удлинение, 40 Дж/см² ударная вязкость при +20°C для стали Б1500; не менее 1715 МПа предел текучести, 1995 МПа временное сопротивление, 9,1% относительное удлинение, 39 Дж/см² ударная вязкость при +20°C для стали Б1700.

6. Изготовлены комплекты деталей рабочих органов почвообрабатывающей техники (лемехи плугов, долота, стрелчатые лапы культиваторов, ножи овощных и картофельных градообразователей) на гибочных и молотовых штампах для проведения натуральных полевых испытаний деталей из новых сталей.

7. Статистический анализ подтверждает высокое качество листового проката и штампованных заготовок и деталей при оценке его механических свойств после разработанной упрочняющей термической обработки. Средние значения механических характеристик обеспечивают гарантированное выполнение предъявляемых требований с учетом стандартного отклонения и 95% диапазона доверительного интервала. Требуемые свойства, предъявляемые к штампованным

заготовкам и деталям из них после термического упрочнения по разработанным режимам, выполняются полностью.

ГЛАВА 6. ОЦЕНКА ХАРАКТЕРИСТИК РАБОТОСПОСОБНОСТИ И ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

6.1. Оценка деформационной способности листового проката

6.1.1. Влияние уровня легирования и технологии изготовления на относительное равномерное удлинение

В качестве характеристики деформационной способности целесообразно рассматривать относительное равномерное удлинение, определяемое при испытаниях на растяжение и характеризующее предельное состояние материала к восприятию деформации без разрушения [111, 112, 113, 114].

На диаграмме растяжения относительное равномерное удлинение соответствует тому удлинению, при котором начинает образовываться шейка (начало сосредоточенной деформации).

В работе [115] приводятся инженерные диаграммы растяжения углеродистой стали системы Fe-0.63C-1.52Mn-1.49Si-0.62Cr-0.036Nb (рисунок 6.1.1.1)

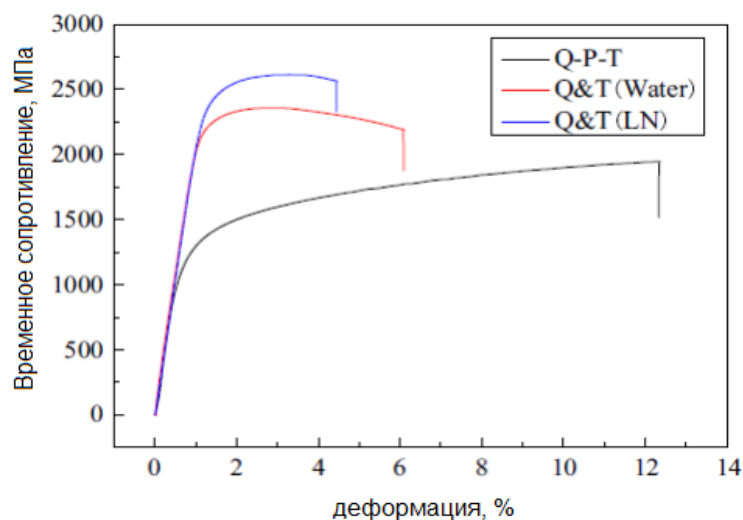


Рисунок 6.1.1.1 - Инженерные диаграммы стали Fe-0.63C-1.52Mn-1.49Si-0.62Cr-0.036Nb, где Q-P-T – закалка в интервал температур между началом и концом мартенситного превращения и отпуск; Q&T (Water) – закалка в воду и отпуск; Q&T (LN) – закалка азотом и отпуск.

Авторы данной работы с помощью специального вида частичной закалки получили значения относительного удлинения 12,4 %, относительного равномерного удлинения 11,6%, временного сопротивления 1950 МПа, в то время как классические технологии закалки и отпуска позволяют достигнуть несколько более высоких значений временного сопротивления 2360-2550 МПа, однако, удлинение при шейкообразовании не выше 1,9 %. Авторы связывают это с получением до 29 % остаточного аустенита, который положительно влияет на деформируемость мартенситной матрицы. Авторы работ отмечают, что такого эффекта не наблюдается при рассмотрении низко и среднеуглеродистых сталей.

В работе [103] описано получение относительного равномерного удлинения 5-6 % в стали с временным сопротивлением порядка 1200 МПа состава 0,40C – 0,24Si – 0,73Mn – 1,04Cr – 0,22Mo (серы и фосфора менее 0,001 %). Отмечается положительное влияние специализированной многопроходной прокатки и отпуска при 500-550°C на уровень равномерного удлинения.

В настоящей работе выполнено аналитическое обобщение имеющихся данных о величине равномерного удлинения сталей различных классов прочности. Химический состав исследованных сталей представлен в таблице 6.1.1.1 [116].

Таблица 6.1.1.1 - Химический состав исследованных сталей (не менее, масс. %)

Класс прочности, МПа	C	Si	Mn+Ni+Cu	Cr+Mo+V+Nb+Ti
500-700	0,08-0,10	0,15-0,40	1,7-3,0	0,2-0,7
800-1000	0,08-0,10	0,15-0,30	2,7-6,1	1,2-1,8
1100-1200	0,11-0,14	0,20-0,30	6,0-7,5	1,5-2,1
1300-1400	0,20-0,40	0,30-0,40	1,3-3,0	0,3-1,5

Примечание: Содержание серы < 0,010%, фосфора < 0,012%, азота < 0,012%, алюминия 0,01-0,06%.

В работе [117] было показано, что в сталях с близким типом структуры (феррито-перлитные, феррито-бейнитные, бейнито-мартенситные) величина равномерного удлинения может существенно отличаться (в 1,5 и более раз) и зависит от соотношения структурных составляющих.

С повышением содержания углерода до 0,2-0,4% и содержания карбидообразующих элементов равномерное удлинение снижается, что показано на рисунке 6.1.1.2, причем повышение содержания углерода оказывает наибольшее влияние, что следует связать как с долей карбидной фазы, так и с ее морфологией. Формирование пластинчатых карбидов цементитного типа по границам реек мартенсита ускоряет локализацию деформации. Формирование мелкодисперсных специальных карбидов ванадия и ниобия, когерентно связанных с матрицей, также не позволяет получить высокое равномерное удлинение.

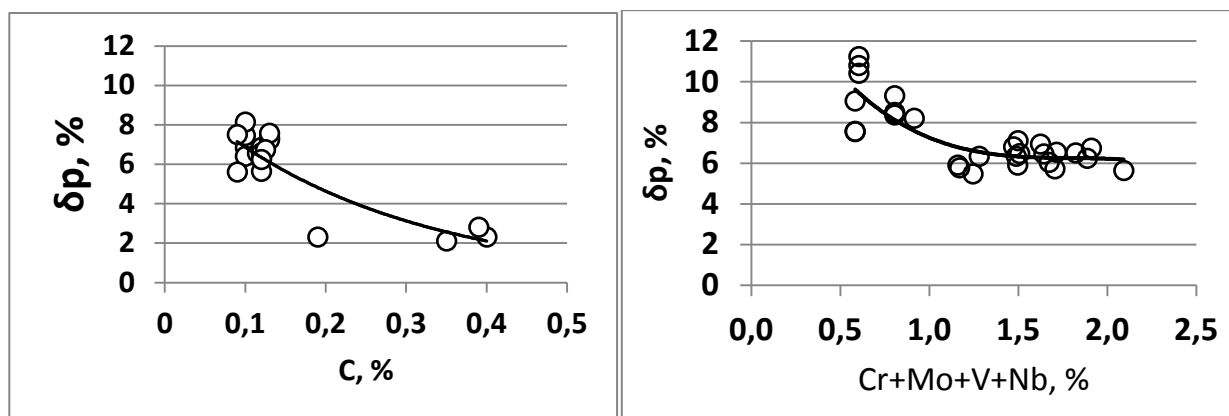


Рисунок 6.1.1.2 - График зависимости величины равномерного удлинения от содержания углерода и карбидообразующих элементов

Анализируя равномерное удлинение более широкого спектра сталей, можно отметить влияние легирования на величину равномерного удлинения, рисунок 6.1.1.3. Изменение равномерного удлинения с повышением углеродного эквивалента Сэкв

обусловлено изменением соотношения структурных составляющих высокопрочных сталей, долей, составом и морфологией карбидных фаз.

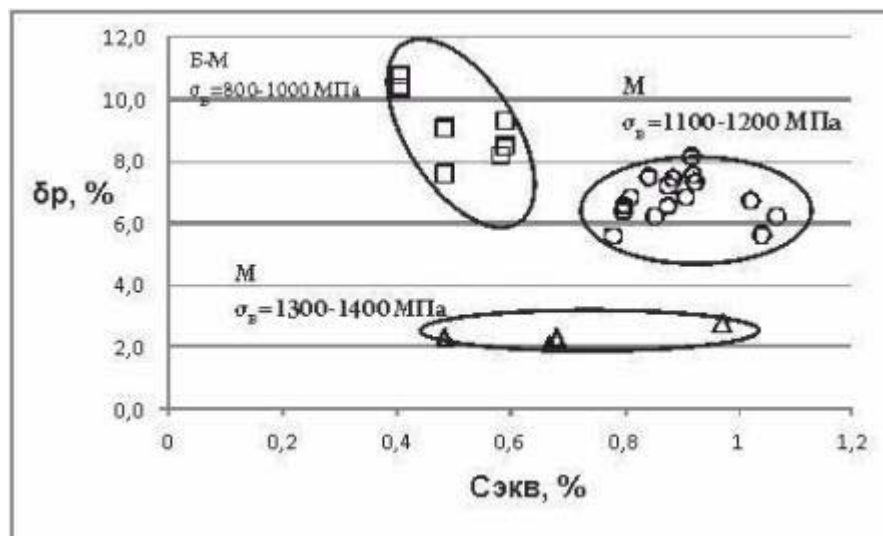


Рисунок 6.1.1.3 - Влияние легирования на величину равномерного удлинения

С точки зрения технологии производства высокопрочных сталей наиболее оптимальными свойствами обладали образцы, изготовленные после закалки с отпуском. При одном и том же уровне прочности пластические характеристики, в том числе и равномерное удлинение, были на 5-20% выше, чем у образцов, изготовленных после закалки с прокатного нагрева и отпуска при той же температуре, что связано с высокой чувствительностью стали при равномерной деформации к локализации пластического течения, в частности, по границам раздела «матрица – карбид».

На равномерное удлинение высокопрочных улучшаемых сталей и сталей после закалки с прокатного нагрева с отпуском с бейнито-мартенситной и мартенситной структурами оказывает влияние полнота протекания процессов отпуска вследствие повышения равновесности структуры и в первую очередь коагуляции карбидной фазы [70]. Из-за высокой отпускостойчивости структуры после закалки с прокатного нагрева величина равномерного удлинения в сталях, изготовленных с использованием этой технологии, на несколько процентов ниже, чем после печной закалки.

К примеру, для низкоуглеродистой стали класса прочности 1100-1200 МПа после закалки с прокатного нагрева разброс значений равномерного удлинения

значительно выше (от 2 до 8%), чем после печной закалки (4-8%) после отпуска при одинаковой температуре [116].

Для среднеуглеродистой высокопрочной стали плавки №4, 6 и 8 таблицы 2.1.1, величина равномерного удлинения не превышает 2-5%, повышаясь при повышении температуры отпуска в соответствии с рисунком 6.1.1.4.

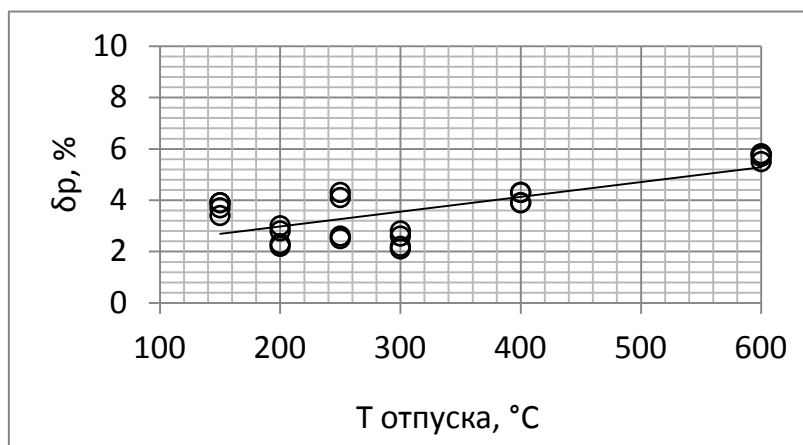


Рисунок 6.1.1.4 - График зависимости величины равномерного удлинения от температуры отпуска для среднеуглеродистой стали с пределом текучести порядка 1200 МПа

Таким образом, на уровень механических свойств среднеуглеродистых сталей возможно оказывать влияние как изменяя легирование, так и технологию производства.

При реализации технологии закалки и отпуска, печная закалка предпочтительнее закалки с прокатного нагрева, т.к. способствует повышению равномерного удлинения.

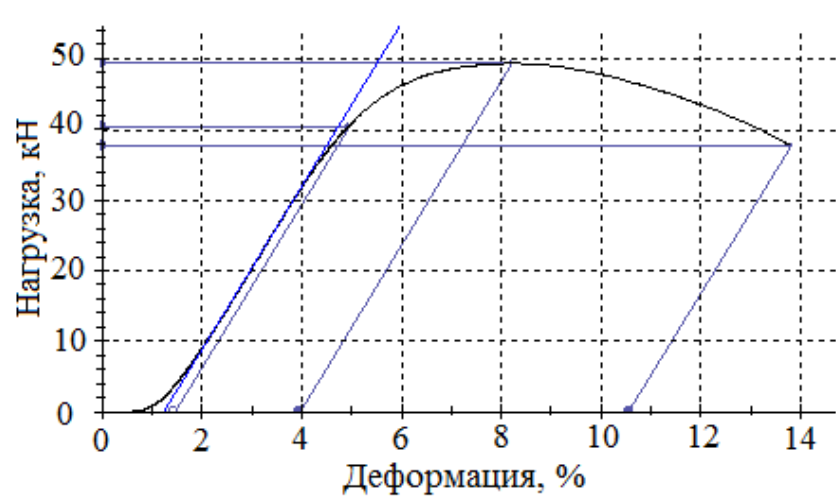
Ниже приведены некоторые диаграммы растяжения исследуемых сталей после закалки и закалки с отпуском (рисунок 6.1.1.5, 6.1.1.6).

Для стали Б1200 в закаленном состоянии максимальная нагрузка, при которой начинает формироваться сосредоточенная деформация в шейке образца, составляет 49 кН, что соответствует напряжению в 1758 МПа, равномерное удлинение составляет 2,7%, рисунок 6.1.1.5 а. Для стали Б1500 максимальная нагрузка начала шейкообразования составила 61 кН или 2173 МПа, равномерное удлинение составило 3,3 %, рисунок 6.1.1.5 б. Для стали Б1700 максимальная нагрузка по диаграмме растяжения составила 67,5 кН или 2290 МПа, равномерное удлинение не превысило 2%, рисунок 6.1.1.5 в.

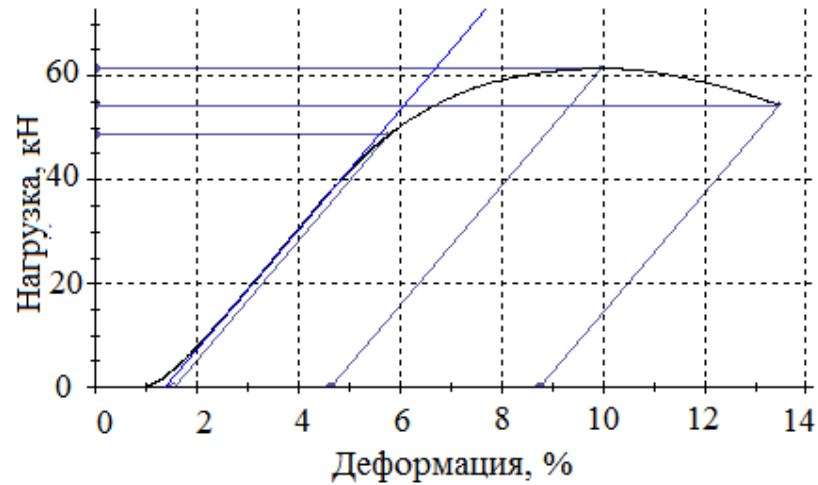
Отпуск при 250-350°C заготовок под образцы на растяжение приводит к снижению значений равномерного удлинения для сталей Б1200 и Б1500 до 2,5-2,6 % (рисунок 6.1.1.6 а и б) , т.к. при данных температурах отпуска происходит частичное превращение остаточного аустенита в межзеренный цементит, однако отпуск стали Б1700 при температуре 150°C (рисунок 6.1.1.6 в) позволяет повысить величину равномерного удлинения до 4,4%, что связано с процессами выделения, предположительно, карбидов промежуточного типа, способствующих распределению локальных напряжений в деформируемом материале при одновременном повышении максимальной прочности на разрыв.

Несмотря на то, что равномерное удлинение в закаленных образцах стали Б1200 и Б1500 близко к отпущенным, применение отпуска необходимо для обеспечения ударной вязкости, которая, как показано в разделе 4.3, повышается с неудовлетворительных значений (ниже 20 Дж/см²) до 68 Дж/см².

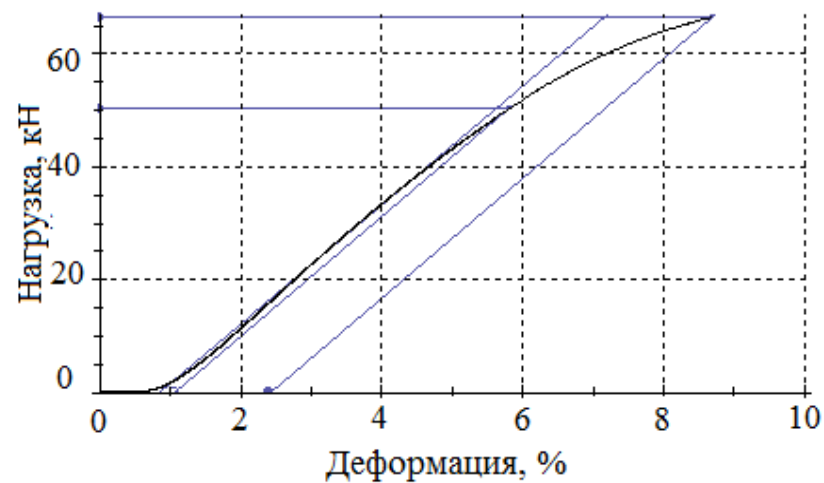
Таким образом, разработанные материалы при испытаниях на растяжение обеспечивают высокий уровень деформационной способности, значения которой (по величине относительного равномерного удлинения) соответствуют максимальным значениям для сталей с мартенситной структурой.



а

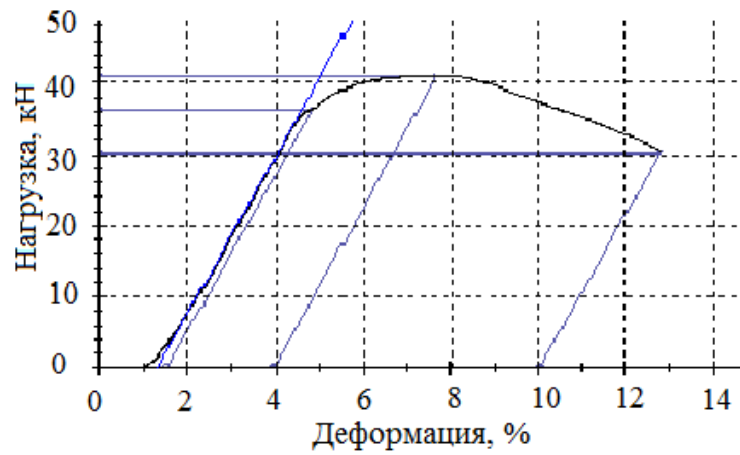


б

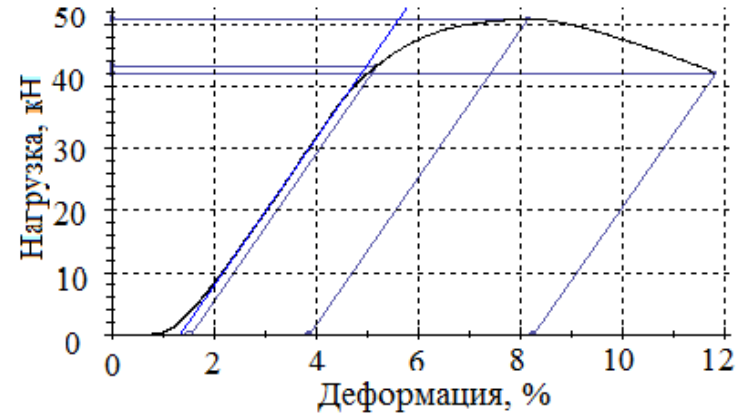


в

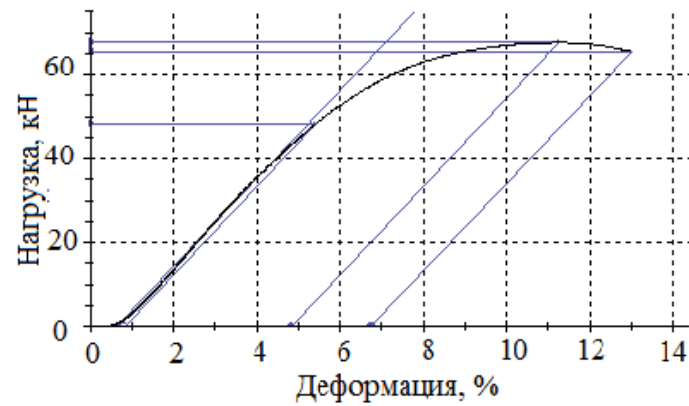
Рис. 6.1.1.5 - Диаграммы растяжения образцов из листов толщиной 18 мм после закалки:
а –состав 2 (Б1200); б –состав 5 (Б1500), в –состав 9 (Б1700)



а



б



в

Рис. 6.1.1.6 - Диаграммы растяжения образцов из листов толщиной 18 мм после закали и отпуска:
 а – состав 2 (Б1200), Закалка + отпуск 350°C, 6 часов;
 б – состав 5 (Б1500), Закалка + отпуск 250°C, 6 часов;
 в – состав 9 (Б1700), Закалка + отпуск 150°C 2 часа.

6.1.2. Испытания образцов на холодный изгиб

В работе [118] для оценки деформационной способности стали представлены результаты испытаний на холодный изгиб. При контроле качества листовых материалов и оценки их способности сопротивляться хрупкому отрыву при технологическом переделе (гибка, правка) авторы работы пришли к выводу о необходимости проведения испытаний на холодный изгиб широких проб. Испытания проводились на образцах шириной 30 мм, а также шириной, превышающей толщину листов в 3, 5 и 10 раз. Загиб производился на оправке, диаметром равным двойной толщине листа, при расстоянии между опорами, равном пятикратной толщине листа. Было выявлено, что резкое снижение угла загиба достигается уже при ширине образца, равной тройной толщине листа. Увеличение ширины образца свыше пятикратной толщины листа не дает дальнейшего снижения угла загиба. На основании проведенных авторами исследований листов разных толщин различных марок стали в разных состояниях поставки было принято считать испытания удовлетворительными, если проба выдерживает загиб на угол 120° без образования надрывов и трещин и последующий догиб до 180° без поломки.

Основываясь на этих данных, были произведены аналогичные испытания на образцах из разработанных новых высокопрочных износостойких сталей Б1200, Б1500, Б1700, хотя, как правило, для высокопрочных сталей такие испытания не проводятся. Тем не менее, представляло интерес изучение способности разработанных сталей выдерживать изгибные нагрузки при обработке почвы.

Сводная таблица результатов испытаний приведена в таблице 6.1.2.1. Для стали Б1200 (плавка №2) для толщины 6 мм с режимом термообработки: закалка 900°C , отпуск 300°C с выдержкой 6 ч, при узкой пробе шириной 25 мм минимальный диаметр оправки, обеспечивающий угол загиба - более 120° (127°) без разрушения равен 6,7 толщин. При использовании широкой пробы 50 мм для этой же стали при прочих равных условиях минимальный диаметр оправки равен 8,3 толщин (угол загиба 134°).

Таблица 6.1.2.1 – Результаты испытаний на холодный изгиб технологических проб различной ширины исследованных марок стали на оправках разного диаметра

		Закалка 900 Отпуск 300 6 часов				
	Толщина образцов, Н мм	Д оправки D=xH (D,мм)	Ширина, мм (узкая)	Угол загиба	Ширина, мм (широкая)	Угол загиба
Б1200 (состав 2)	18	3,6 (64)	50	50	90	-
		4,4 (79)		145		34
		6,7 (120)		62		129
Б1200 (состав 3)	6	5 (30)	25	89	50	46
		6,7 (40)		127		54
		8,3 (50)		131		134
	18	4,4 (79)	50	50	90	-
		5,6 (100)		45		31
		6,7 (120)		65		37
Б1500 (состав 7)	6	5 (30)	25	45	50	38
		6,7 (40)		54		31
	18	4,4 (79)	50	28	90	19
		6,7 (120)		16		24
Б1700 (состав 10)	6	5 (30)	25	38	50	-
		8,3 (50)		126		-

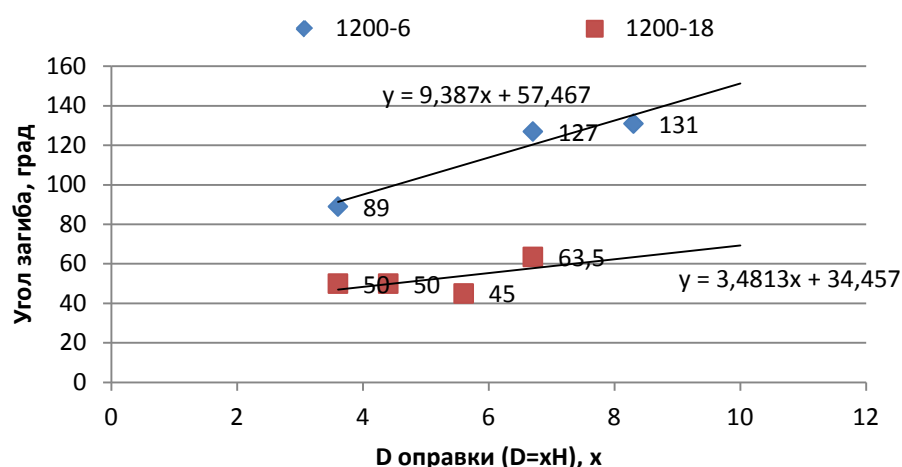
Для стали Б1500 (плавка №7) для толщины 6 мм с режимом термообработки: закалка 900°C, отпуск 300°C с выдержкой 6 ч, при узкой пробе шириной 25 мм максимальный угол загиба составляет 54° при диаметре оправки, равном 6,7 толщин. При использовании широкой пробы 50 мм для этой же стали при этом же режиме термообработки максимальный угол загиба составляет 38° на оправке диаметром, равным 5 толщин. Оба результата являются неудовлетворительными.

Установлено, что на широких пробах угол загиба до разрушения для разработанных высокопрочных сталей в несколько раз меньше, чем на узких образцах. Причиной является разница в напряженных состояниях. При загибе узких планок поперечная деформация в месте изгиба осуществляется значительно легче, чем на широких образцах, где она затруднена. При гибке широких образцов возникают большие поперечные напряжения, и на поверхности, подвергающейся растяжению, действуют растягивающие напряжения в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

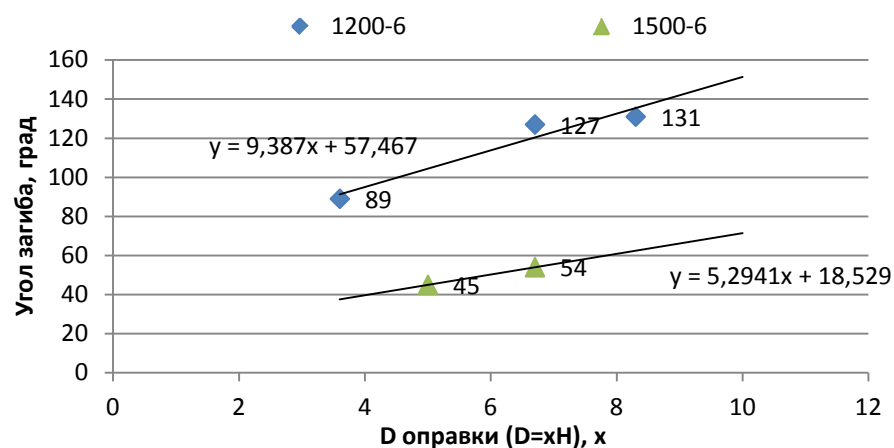
Поперечные деформации с увеличением ширины пробы уменьшаются в средней части, но несколько возрастают у краев пробы.

Если подвергающаяся гибке сталь обладает пониженным сопротивлением отрыву (закаленная и низкоотпущенная), то напряжения в месте изгиба достигают величины сопротивления отрыву, что приводит к хрупкому разрушению образца.

Сравнительный анализ (на узких пробах) для сталей с различным уровнем прочности и одинаковой толщиной проката (Б1200 и Б1500, толщина проката 6 мм), а также значения угла загиба при различной толщине проката для одной и той же марки стали (Б1200, толщины 6 и 18 мм) приведены на рисунке 6.1.2.1.



(а)



(б)

Рис. 6.1.2.1 - Зависимость угла загиба от диаметра оправки для узких проб:
а – сталь Б1200, толщина проката 6 и 18 мм, б – сталь Б1200, толщина проката 6 мм и
сталь Б1500, толщина проката 6 мм

Сравнительный анализ проката из стали Б1200 толщиной 6 и 18 мм. Угол загиба уменьшается с увеличением толщины проката. Так, для диаметра оправки 6,7 толщин угол загиба проката 6 мм составляет 127°, а проката 18 мм – 63,5°. Увеличение

возможного угла загиба происходит с увеличением диаметра оправки для проката как для толщины 6 мм, так и для толщины 18 мм.

Сравнительный анализ проката из сталей Б1200 и Б1500 толщиной 6 мм. Угол загиба уменьшается с повышением уровня прочности стали. Так, при оправке диаметром 6,7 толщин листа угол загиба проката из стали Б1200 составляет 127°, а проката из стали Б1500 - 54°. Увеличение угла загиба идет по мере увеличения диаметра оправки.

Учитывая, что результаты испытаний на загиб для наиболее высокопрочных сталей Б1500 и Б1700 не позволили зафиксировать удовлетворительного значения угла загиба для широких проб, а определение диаметра оправки, при котором разработанные стали обеспечивают сравнительно высокий угол загиба в холодном состоянии играет важную роль при оценке качества стали при эксплуатации в тяжелых почвенных условиях, были проведены дополнительные испытания.

Дополнительно испытанию подвергли образцы из стали Б1500 (состав) и Б1700 (состав 11) в горячекатаном состоянии и после упрочняющей термической обработки, разработанной на основе исследований раздела 4. Результаты испытаний приведены в таблице 6.1.2.2.

Как видно из таблицы 6.1.2.2, образцы в горячекатаном состоянии практически не способны сопротивляться деформации при статической нагрузке трехточечным изгибом, что связано с формированием неоднородной структуры.

Все образцы из стали Б1500 и Б1700 после упрочняющей термической обработки, состоящей из закалки и низкого отпуска, показали удовлетворительный результат на изгиб более чем 120 градусов без разрушения, причем после снятия нагрузки упругая накопленная энергия приводила к распрямлению образца до угла в 90-100 градусов. Исключение составил образец шириной 25 мм стали Б1700 после закалки 900°C и отпуска 150 °C, угол загиба которого составил 58 градусов.

Таблица 6.1.2.2 –Результаты дополнительных испытаний на изгиб

Марка стали	Состояние поставки	Толщина образцов Н, мм	Д оправки D=xH (D,мм)	Ширина, мм (узкая)	Угол загиба, град	Ширина, мм (широкая)	Угол загиба
Б1500 (состав 7)	г/к	6	10 (60)	40	2		-
				40	7		
	Закалка 900°C, отпуск 150°C, 2 часа	6	10 (60)	25	>120		
Закалка 900°C, отпуск 250°C, 2 часа	>120						
Б1700 (состав 11)	Закалка 900°C, отпуск 150°C, 2 часа	6	10 (60)	25	58	50	>120
	Закалка 900°C, отпуск 250°C, 2 часа				>120		>120

На 6.1.2.2 представлены данные по углу загиба и величине равномерного удлинения.

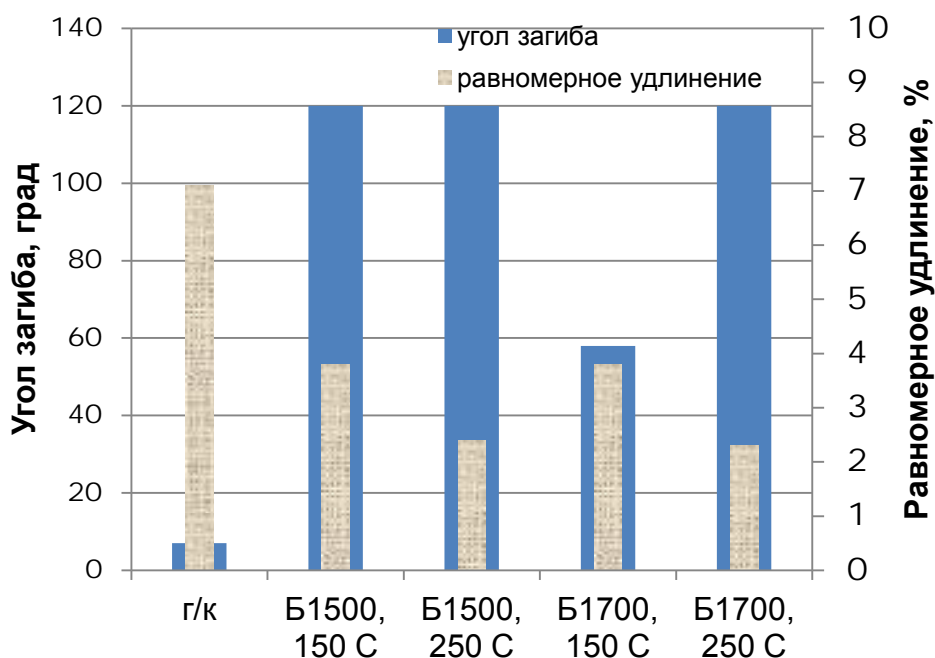


Рисунок 6.1.2.2 - Угол загиба и величина равномерного удлинения

Как видно из представленных данных, корреляция угла загиба и величины относительного равномерного удлинения отсутствует. Равномерное удлинение снижается с повышением температуры отпуска от 150 до 250°C, что можно связать с различным состоянием карбидной фазы при этих температурах – предположительно образование метастабильных промежуточных карбидов при низкой температуре отпуска и формирование пластинчатого цементита по границам реек мартенсита при более высокой температуре.

Таким образом, испытания на холодный изгиб новых высокопрочных износостойких сталей для деталей рабочих органов сельскохозяйственной техники показывают удовлетворительные значения угла загиба только при значительных диаметрах нагружающей оправки, превышающих толщину образцов в 8-10 раз. Однако, не следует считать разработанные стали не пригодными для эксплуатации в суровых почвенных условиях. Как известно из [108], твердость почв многих сельскохозяйственных участков не превышает 2,5-5,5 МПа, кроме того, в большинстве агрегатов для почвообработки применяются конструктивные решения (пружины, специальные стойки и пр.), уменьшающие риски высоких изгибов деталей рабочих органов при наезде на камни, валуны или бетонные участки. Поэтому полученные данные целесообразно использовать при факультативной оценке качества изготовленных деталей из новых высокопрочных износостойких сталей.

6.2. Оценка износостойкости при стендовых испытаниях листового проката

Важным показателем является износостойкость стали – способность противостоять ударно-абразивному изнашиванию.

Для оценки износостойкости экспериментальных образцов листового проката из сталей марок Б1200, Б1500 и Б1700 были проведены стендовые испытания образцов из новых марок стали в соответствии с ГОСТ 23.208-79. В качестве эталона

для расчета коэффициента относительной износостойкости использовался образец из стали марки 45.

Результаты испытаний на износостойкость экспериментальных образцов листового проката из сталей марок Б1200, Б1500 и Б1700 приведены в таблице 6.2.1.

Таблица 6.2.1 - Результаты испытаний на износостойкость экспериментальных образцов листового проката

Марка стали	Толщина, мм	Твёрдость, HRC	T отпуска, °C	Требование ТЗ	коэффициент относительной износостойкости
45	6	37-42	-	-	1,0
65Г	6	38-41	-	-	1,09
30ХГСА	6	47-51	-	-	1,15
Л1400	13	49-53	250	-	1,50
	13	52-54	250		1,94
Б1200	10	48-49	250	1,2	1,21
	10	48-49	300		1,25
	18	48-50	250		1,23
Б1500 (состав 5)	6	50-52	250	1,35	1,54
	12	52-53	250		1,39
	15	48-49	250		1,36
Б1700 (состав 10)	12	52-53	250	1,5	1,52
	12	55-56	200		1,59
	15	52-55	250		1,81

Примечание: режим термической обработки состоял из закалки с температуры 900 °C, выдержка 1,5 часа и отпуска в соответствии с разработанными режимами

Результаты испытаний показали, что коэффициент относительной износостойкости для стали Б1200 составляет 1,23-1,27; для стали Б1500 –1,36-1,54; для стали Б1700 –1,52-1,81.

По результатам испытаний построена зависимость коэффициента относительной износостойкости от величины углеродного эквивалента, рисунок 6.2.1.

Прежде всего, чем больше в стали углерода, а также таких элементов как марганец, хром, никель и медь, которые повышают мартенситную прокаливаемость стали, молибдена, подавляющего феррито-перлитное превращение переохлажденного аустенита, ванадия, формирующего выделения специальных карбидов при нагревах под ковку, прокатку или штамповку, тем более высокие значения коэффициента относительной износостойкости. Однако содержание этих элементов по

соображениям экономической эффективности при массовом производстве не целесообразно более 1,2 % по Сэkv.

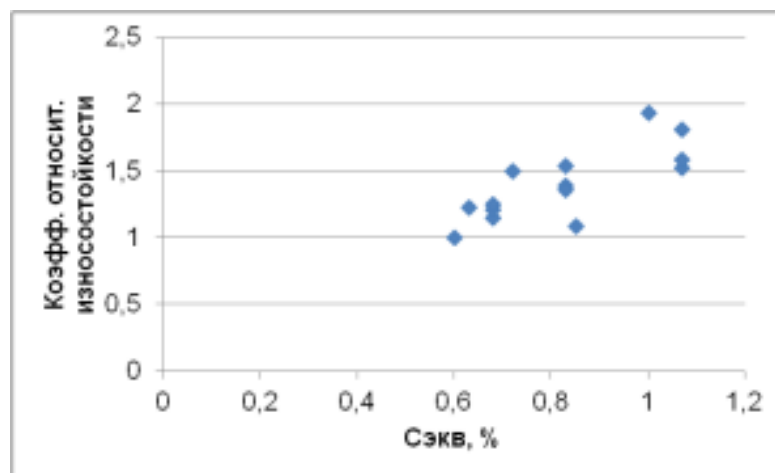


Рисунок 6.2.1 - Зависимость коэффициента относительной износостойкости от величины углеродного эквивалента

6.3. Оценка износостойкости при натуральных испытаниях штампованных деталей

Для проведения натуральных испытаний были организованы⁴ в 2015 и 2016 году (натурные, эксплуатационные) сравнительные ресурсные испытания опытных партий рабочих органов сельхозмашин, изготовленных из разработанных и серийных высокопрочных сталей с износостойкими покрытиями и без.

В СПК «Кузьминский» (Сергиево-Посадский район Московской области):

- лемехи отечественных плугов с эвольвентным профилем, изготовленные из серийной высокопрочной стали 30ХГСА (44...48 ед. HRC, лист толщиной 10 мм) с плазменной наплавкой лезвия по всей длине толщиной 1,9-2,3 мм – 4 шт.;

- накладное долото отечественных лемехов плугов, изготовленные из серийной высокопрочной стали 30ХГСА (HRC 43...48, лист толщиной 12 мм) с плазменной наплавкой лезвийной части долота толщиной 3,4...3,8 мм – 6 шт.;

⁴ФГБНУ «Всероссийский институт механизации сельского хозяйства», г. Москва

- накладное долото отечественных лемехов плугов, изготовленные из опытной высокопрочной стали Б1700 (HRC 54...56, лист толщиной 12 мм, с плазменной наплавкой лезвийной части долота толщиной 3,4...3,8 мм (HRC 58...64) – 2 шт.;

- накладное долото отечественных лемехов плугов, изготовленные из высокопрочной стали Б1500 (HRC 50...52, лист толщиной 12 мм) с плазменной наплавкой лезвийной части долота толщиной 3,4...3,8 мм (HRC 58...63) – 3 шт.;

- долото лемеха, изготовленные из стали Б1500 (HRC 49...53, лист толщиной 16...18 мм) без наплавки и с плазменной наплавкой толщиной 3,5...3,8 мм (HRC 58...63) – 4 шт.;

- долото лемеха, изготовленные из стали Б1700 (HRC 54...56, лист толщиной 16...18 мм) с плазменной наплавкой толщиной 3,5...3,8 мм (HRC 58...63) – 2 шт.

Условия испытания: Вид техники: плуг ПЛН-4 и оборотный плуг «LEMKEN», ФРГ. Почвы супесчаные, легко- и среднесуглинистые с крупно и среднекаменистыми включениями, высокой плотности – 3,9...5,0 МПа. Нанесение износостойких покрытий на детали производилось в условиях ФГБНУ ВИМ методом плазменной наплавки смесью порошков ПГ-ФБХ-6-2 (68%) + WC(30%)+Al(2%).

В СПК «Кривинский» (Тульская область Щелковский район):

- накладное долото эвольвентных лемехов плугов, изготовленные из серийной стали 30ХГСА (HRC 44...48, лист толщиной 12 мм) с плазменной наплавкой лезвийной части долота, толщиной 3,5...3,8 мм (HRC 58...63) – 2 шт.

- накладное долото отечественных лемехов плугов, изготовленные из опытной высокопрочной стали Б1700 (HRC 54...56, лист 12 мм, с плазменной наплавкой лезвийной части долота толщиной 3,4...3,8 мм (HRC 58...64) – 6 шт.;

Условия испытания:

Вид техники: плуг ПЛН-4. Почвы глинистые, тяжелосуглинистые, твердостью на глубине обработки (20-23 см) – 2,0...2,6 МПа.

В ООО «РАМЕНЬЕ» (Московская область, Дмитровский район):

- долото из опытной стали Б1700 (HRC 54...56, лист толщиной 18 мм) с плазменной наплавкой толщиной 3,3...3,6 мм (HRC 57...63) – 1 шт.;

- долото из опытной стали Б1500 (HRC 50...52, лист толщиной 16...18 мм) без наплавки и с плазменной наплавкой толщиной 3,3...3,7 мм (HRC 57...63) – 3 шт.;

- лапа, изготовленное из опытной стали Б1500 (HRC 50...52, лист толщиной 12 мм) с плазменной наплавкой толщиной 3,3...3,6 мм (HRC 58...63) – 2 шт.

Условия испытания:

Вид техники: для испытаний долот - оборотный плуг «LEMKEN», ФРГ; для испытаний лап - комбинированный агрегат «Смарагд» (производитель агрегата - «LEMKEN» ФРГ). Почвы легко – и среднесуглинистые на глубине обработки 12...16 см 1,8...2,5 МПа.

В ЗАО «Совхоз имени Ленина (Московская область, Ленинский район):

- ножи, изготовленные из серийной высокопрочной стали 30ХГСА (HRC 45...49, лист толщиной 12 мм) с плазменной наплавкой лезвия толщиной 1,4...1,8 мм (HRC 60...65) – 16 шт.

- ножи, изготовленные из стали Б1500 и Б1700 – 12 шт.

Условия испытания:

Вид техники: овощной и картофельный рядообразователь -производитель «Джон Инжиниринг», Англия. Почвы тяжелосуглинистые, с твердостью на глубине обработки (12-15 см) – 1,8...2,3 МПа, скорость обработки 6 км/ч.

Во Владимирской Государственной машинно-испытательной станции (Владимирская область, Покровский район):

- накладное долото эвольвентных лемехов, изготовленные из опытной стали Б1500 (HRC 50...52, лист толщиной 12 мм) с плазменной наплавкой лезвийной части долота толщиной 3,4...3,8 мм (HRC 58...64) – 2 шт.;

- накладное долото эвольвентных лемехов, изготовленные из серийной отечественной стали 30ХГСА (лист 12 мм, HRC 44...48), с плазменной наплавкой лезвийной части долота толщиной 3,4...3,8 мм (HRC 58...64) – 2 шт.

Условия испытания:

Вид техники: плуг ПЛН-4. Почвы супесчаные, легко – и среднесуглинистые с каменистыми включениями, с твердостью на глубине обработки (19...24 см) – 3,7...4,6 МПа.

В хозяйствах Ставропольского края РФ (АО РТП «Петровское»):

- накладное долото эвольвентных лемехов, изготовленные из опытной стали Б1700 (HRC 54...57, лист толщиной 12 мм) с плазменной наплавкой лезвийной части долота, толщиной 3,3...3,7 мм (HRC 57...63) – 1 шт.;

- накладное долото эвольвентных лемехов, изготовленные из стали Б1500 (HRC 50...53, лист толщиной 13 мм) – 1 шт.;

- накладное долото эвольвентных лемехов, изготовленные из стали Б1200 (HRC 47...48,5, лист толщиной 12 мм) – 2 шт.

Результаты полевых испытаний и исследований показали следующее.

В ЗАО «Совхоз им. Ленина» наработка на опытные ножи составила 96 га на машину (грядообразователь), или 0,8 га на нож. Линейный износ лезвия составил 2,5-3,0 мм/га. При этом износ серийных ножей, изготовленных из английской высокопрочной стали, термообработанной на твердость 50...53 HRC, составил 5,0 мм/га. Преимущество опытных импортозамещающих наплавленных ножей по темпам изнашивания составляет 60-70%. Опытные ножи также имеют преимущество перед серийными (английскими) по остроте кромки лезвия. Поломок и деформаций опытных ножей не выявлено. На рисунке 6.3.1 представлена фотография испытанных ножей.



а)



б)

Рисунок 6.3.1 - Фотография ножей в ЗАО «Совхоз им. Ленина» после наработки 0,8 га (на деталь): а) установленных на машине; б) вид одиночного ножа.

В СПК «Крапивинский» (Тульская область) долото лемеха плугов из стали 30ХГСА имеют очень значительную наработку (более 70 га на деталь) и находится в работоспособном состоянии (рисунок 6.3.2).

Такая высокая наработка на долото объясняется достаточно низкими абразивными специфическими свойствами почвы с малым количеством песка.

В данной почвенной зоне серийные долота имеют ресурс не более 25-27 га на плужный корпус. Преимуществом перед серийными долотообразными долотами составляет более 3,5 раз.



Рисунок 6.3.2 – Вид опытного долото после наработки на корпус более 70 га в СПК «Крапивинский».

В СПК «Кузьминский» (Сергиево-Посадский район Московской области) условия эксплуатации лемехов значительно более тяжёлые: супесчаные и суглинистые высокой (до 5,0 – 5,5 МПа) плотности, наличие каменистых включений, гальки. Предельный ресурс по износу серийных отечественных лемехов составил в данных условиях – 3,5 га на плужный корпус, что более чем в 7 раз меньше в сравнении с ресурсом тех же серийных лемехов на глинистых (и тяжёлосуглинистых) почвах в Тульской области.

Опытные лемехи с накладным долотом эксплуатировались на существенно большей глубине пахоты по сравнению с серийными. Средняя глубина обработки серийных лемехов составила 17-19 см, а опытных 20 - 22см.

Нарботка на опытные лемехи в сверхтяжелых почвенно-климатических условиях со значительными каменистыми включениями составила более 7,5 га на лемех. Опытные лемехи и долота после приведенной наработки находятся в

полностью работоспособном состоянии. Поломок и деформаций у опытных лемехов и долот не было. Прогнозируемый остаточный ресурс: для опытных лемехов - 55 - 65%, для опытных долот - 35 - 47%. Долота, изготовленные из опытной стали Б1700, изношены по длине на 27 - 32% меньше, чем аналогичные долота из стали 30ХГСА, а изготовленные из стали Б1500, соответственно, на 18 - 22% меньше, чем аналоги из стали 30ХГСА (рисунок 6.3.3).

Серийные лемехи имели максимальный ресурс по износу в сравниваемых условиях - 3,5 га. При этом выбраковка происходила по износу носка и наличию широкой затылочной фаски на лезвии. Большинство серийных лемехов (до 70 %) выбраковывались в пределах наработки на лемех - 2 - 3 га по причине массовых деформаций и поломок, которые имели место как в зоне носовой части, так и в зоне лезвия и даже пятки. Все серийные лемехи достигли предельного состояния либо выбракованы.



Рисунок 6.3.3 - Сравнительный вид нового и изношенного (наложены друг на друга) наплавленных накладных долот лемехов, изготовленных из стали Б1500 до и после наработки 8 га на плужный корпус в тяжелых почвенных условиях в СПК «Кузьминский».

Кроме того, в СПК «Кузьминский» испытывались импортозамещающие наплавленные и ненаплавленные долота, изготовленные из опытных сталей Б1500, Б1700 и стандартных долот датской фирмы «MOLBRO».

Ресурс по износу долот лемехов составил:

- долот (с износостойким покрытием) датской фирмы «MOLBRO» - 33 га на корпус плуга.
- долот (без износостойкого покрытия) из опытной стали Б1500 - 25 га на корпус плуга;
- долот (с износостойким покрытием) из опытной стали Б1500 - 38 га на корпус плуга;
- долот (с износостойким покрытием) из опытной стали Б1700 - 45 га на корпус плуга.

Поломок и деформации как опытных, так и серийных долот не выявлено.

Таким образом, наплавленное долото из стали Б1700 превосходит по ресурсу наплавленное долото из стали Б1500 в 1,18 раза и ненаплавленное долото из стали Б1500 в 1,8 раза. Соответственно, разница в ресурсе наплавленных и ненаплавленных долот, изготовленных из одной и той же стали Б1500, составляет более 1,5 раз. Наплавленные долота из опытной стали Б1700 имеют преимущество по износостойкости перед наплавленными долотами из опытной стали Б1500 и наплавленными импортными фирмы «MOLBRO» соответственно на 18,5 и 36%.

Фотографии изношенных деталей, испытанных в СПК «Кузьминский» представлены на рисунке 6.3.4-6.3.6.



Рисунок 6.3.4 – Вид изношенного долота из стали Б1700 после наработки 45 га на корпус в тяжелых почвенных условиях СПК «Кузьминский». Деталь близка к предельному состоянию



Рисунок 6.3.5 – Виды ненаплавленного (слева) и наплавленного (справа) долот из стали Б1500 лемехов после наработки 5 га на корпус в СПК «Кузьминский».



Рисунок 6.3.6 – Виды ненаплавленного (слева) долота из стали Б1500 после наработки 5 га на корпус в СПК «Кузьминский» и аналогичного нового (не изношенного) наплавленного долота (справа)

На рисунке 6.3.5 приведен вид лемеха (справа) без наплавки и с наплавкой (слева). После наработки в 5 га остаточный ресурс обоих деталей составил порядка 60%, что позволяет сделать вывод о возможности, в некоторых случаях, эксплуатации деталей без покрытий, что существенно может сократить расходы на закупки, при использовании современных высокопрочных износостойких сталей.

В ООО «Раменье» испытывались аналогичные наплавленные и ненаплавленные долота лемехов, изготовленные из опытной стали Б1500 и наплавленные аналоги из стали 30ХГСА, а также наплавленные лапы-наральники, изготовленные из сталей Б1500 и 30ХГСА.

Наработка на опытные долота лемехов составила 12 га, испытываемые изделия не достигли предельного состояния.

При этом линейный износ составил:

- у наплавленных долот лемехов из стали 30ХГСА – 14,5 - 15,5 мм;
- у ненаплавленных долот лемехов из стали Б1500 – 17,5 - 18,5 мм;
- у наплавленных долот лемехов из стали Б1500 – 12 - 13 мм.

Таким образом, наплавленные долота, изготовленные из стали Б1500 имеют по преимуществу по линейной износостойкости по сравнению с наплавленными из стали 30ХГСА в среднем на 18 - 22%, а по сравнению с ненаплавленными долотами из стали Б1500 - на 45-53%.

Ненаплавленные долота из стали Б1500 уступают наплавленным аналогам из стали 30ХГСА в среднем не более, чем на 20%, что позволяет рекомендовать их в ряде случаев для эксплуатации без нанесения наплавки.

Наработка на опытные лапы-наральники с плазменной дуговой наплавкой составила 9 га на рабочий орган. Изделия также не достигли предельного состояния. Линейный износ составил:

- у наплавленных долот из стали 30ХГСА – 7,1-8,3 мм;
- у наплавленных долот из стали Б1500 – 6,0-7,0 мм.

Таким образом, преимущество наплавленных долот из стали Б1500 перед наплавленными аналогами из стали 30ХГСА составило 19...25%.

Обобщенные результаты проведенных натуральных испытаний деталей, изготовленных из новых высокопрочных сталей, представлены в таблице 6.3.1.

Таким образом, по результатам испытаний опытные изделия, изготовленные из новых сталей с плазменной наплавкой, имеют преимущество по ресурсу перед отечественными серийными аналогами до 1,32 раз, перед импортными – в 1,3...1,7 раза. Лучшие характеристики по износостойкости имеют детали, изготовленные из новой высокопрочной опытной стали Б1700 с износостойким покрытием. Ненаплавленные детали из новых сталей уступают по износостойкости наплавленным импортным и отечественным аналогам не более чем на 25% или обеспечивают сопоставимый ресурс при эксплуатации, что существенно влияет на снижение расходов по производству и закупкам деталей почвообрабатывающей техники.

Таблица 6.3.1 – Обобщенные результаты натуральных испытаний опытных деталей сельхозмашин изготовленных из новых высокопрочных сталей

№ п/п	Наименование испытуемой детали, вид упрочнения	Марка стали (твердость)	Наименование аналога (твердость)	Место испытания	Ресурс новой стали выше на
1	Накладное долото эвольвентного лемеха с плазменной наплавкой	Б1700, (HRC 53...57)	30ХГСА (HRC 44...48)	СПК «Кузьминский» (Моск. обл.).	27-32%
			Б1500 (HRC 50...52)	СПК «Кузьминский» (Моск. обл.).	10-13%
2	Накладное долото эвольвентного лемеха с плазменной наплавкой	Б1500 (HRC 50...52)	30ХГСА (HRC 44...47)	СПК «Кузьминский» (Моск. обл.)	18-22%
3	Долото лемеха с плазменной наплавкой	Б1700 (HRC 53...57)	Зарубежная сталь (фирма «Мольбро», Дания) (HRC 50...52)	СПК «Кузьминский» (Моск. обл.).	36%
			Б1500 с плазменной наплавкой		18%
			Б1500 без наплавки		55%
4	Долото лемеха с плазменной наплавкой	Б 1500 (HRC 50...52)	Зарубежная сталь (фирма «Мольбро», Дания) (HRC 50...52)	СПК «Кузьминский» (Моск. обл.).	15%
			30ХГСА (HRC 44...47)	ООО «Раменье» (Моск. обл.).	18-22%
			Б1500 без наплавки	ООО «Раменье» (Моск. обл.).	45-53%
5	Лапа-наральник, агрегата с плазменной наплавкой	Б1500 (HRC 50...53)	30ХГСА (HRC 44...48) с плазменной наплавкой	ООО «Раменье» (Моск. обл.).	19-25%

6.4. Сравнительные исследования качества штампованных деталей после эксплуатационных испытаний

Для сравнения качества штампованных деталей, изготовленных из новых высокопрочных сталей были проведены дополнительные исследования после полевых испытаний в СПК «Кузьминский» [119]. Сравнение проводили с деталями из традиционной широко применяемой марки стали 30ХГСА, изготовленной в промышленных условиях крупного металлургического комбината и опытной стали Б1700. Образцы для исследования механических свойств и исследования структуры вырезали из долот после сезонной наработки на пятикорпусных плугах ПЛН-4.

Результаты сравнительных испытаний по определению механических свойств образцов, вырезанных из деталей, приведены в таблице 6.4.1:

Таблица 6.4.1. Механические свойства образцов из исследуемых деталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	δ_p , %	Ψ , %	KCU^{+20} , Дж/см ²	HRC
30ХГСА	1480	1800	9,8	3,2	32	24,36,47	44-51
Б1700	1720	2180	10,2	4,5	25	37,39,41	54-56

Как показали испытания механических свойств на растяжение, ударную вязкость и твердость, предел текучести и временное сопротивление опытной стали превышают более чем на 200 МПа аналогичные характеристики стали 30ХГСА. Относительное удлинение и относительное сужение находится на одинаковом уровне, а значение относительного равномерного удлинения у опытной стали выше на 1,3 %, что свидетельствует о лучшей способности материала воспринимать деформацию без разрушения. Средние значения ударной вязкости стали 30ХГСА и Б1700 приблизительно одинаковы, однако у стали 30ХГСА более широкий разброс значений, что говорит о влиянии анизотропии свойств по площади детали. За счет более высокого содержания углерода и микролегирующих элементов, включая бор (до 0,003 масс.%), опытная сталь обеспечивает более высокую твердость (до 56 единиц HRC) в сравнении с 30ХГСА (не более 51 единиц HRC).

На рисунке 6.4.2 приведены фотографии микроструктуры стали долот после травления в соответствии с ГОСТ 5639.

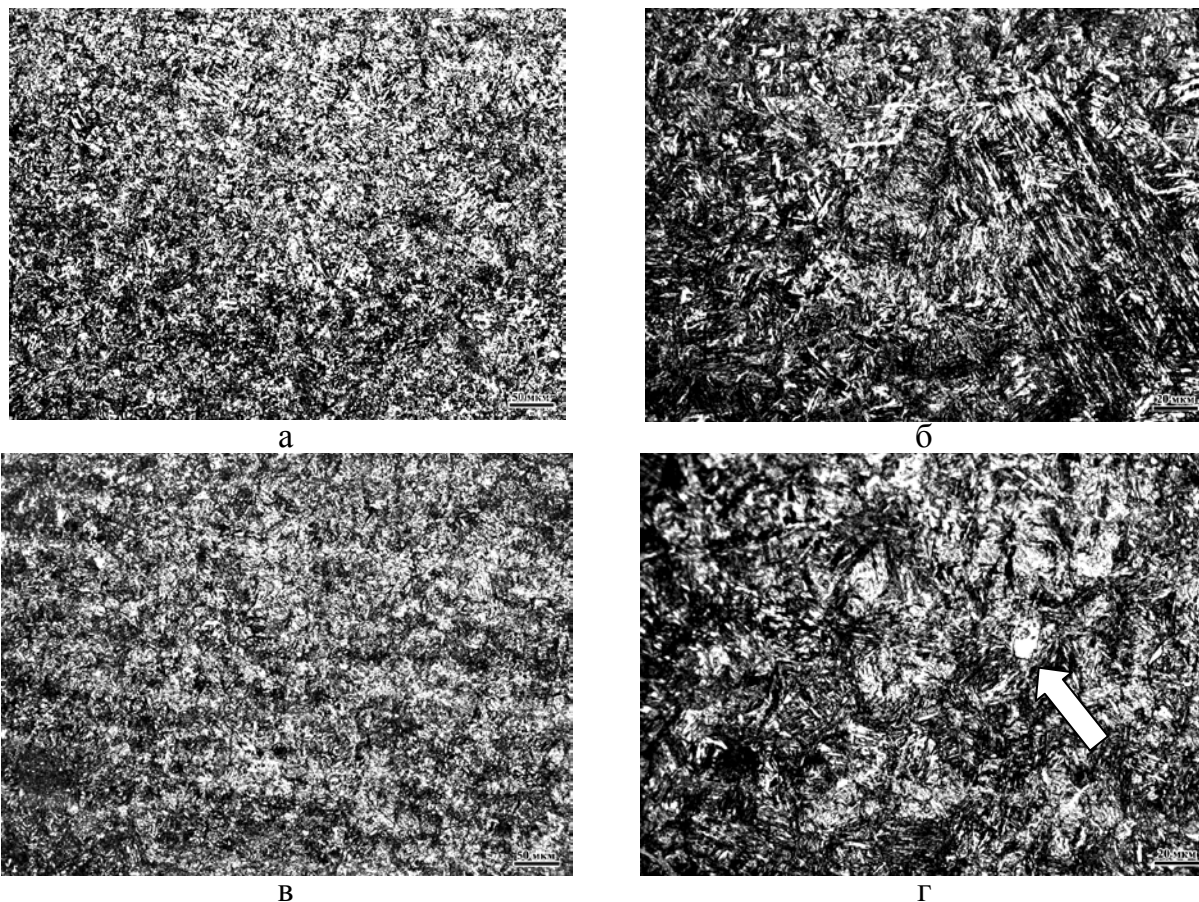


Рисунок 6.4.2 - Микроструктура долота из стали 30ХГСА (а,б) и Б1700 (в,г) при разных увеличениях.

Структура всех исследуемых образцов представляет собой преимущественно речный пакетный мартенсит, сформированный в исходных зёрнах аустенита размером до 30 мкм в стали 30ХГСА и до 20 мкм в стали Б1700. В структуре стали 30ХГСА присутствует также высокотемпературный мартенсит, пластины длиной до 30 мкм распределены произвольно и занимают до 15% общей исследованной площади шлифа. В структуре стали Б1700 выявлены области остаточного аустенита, размеры которых находятся в пределах 3 - 7 мкм, отмечены стрелкой на рисунок 6.4.2 б. Остаточный аустенит занимает не более 6% общей исследованной площади шлифа.

Результаты оценки величины и распределения неметаллических включений в соответствии с ГОСТ 1778 показали, что металл обеих деталей обладает

удовлетворительным металлургическим качеством. На шлифах обнаружены выделения оксидов точечных и силикатов, величина и распределение которых не превышает 2 балл по ГОСТ 1778.

На рисунках 6.4.3 и 6.4.4 приведены фотографии изнашиваемых поверхностей долот, изготовленных из стали марок 30ХГСА и Б1700⁵.

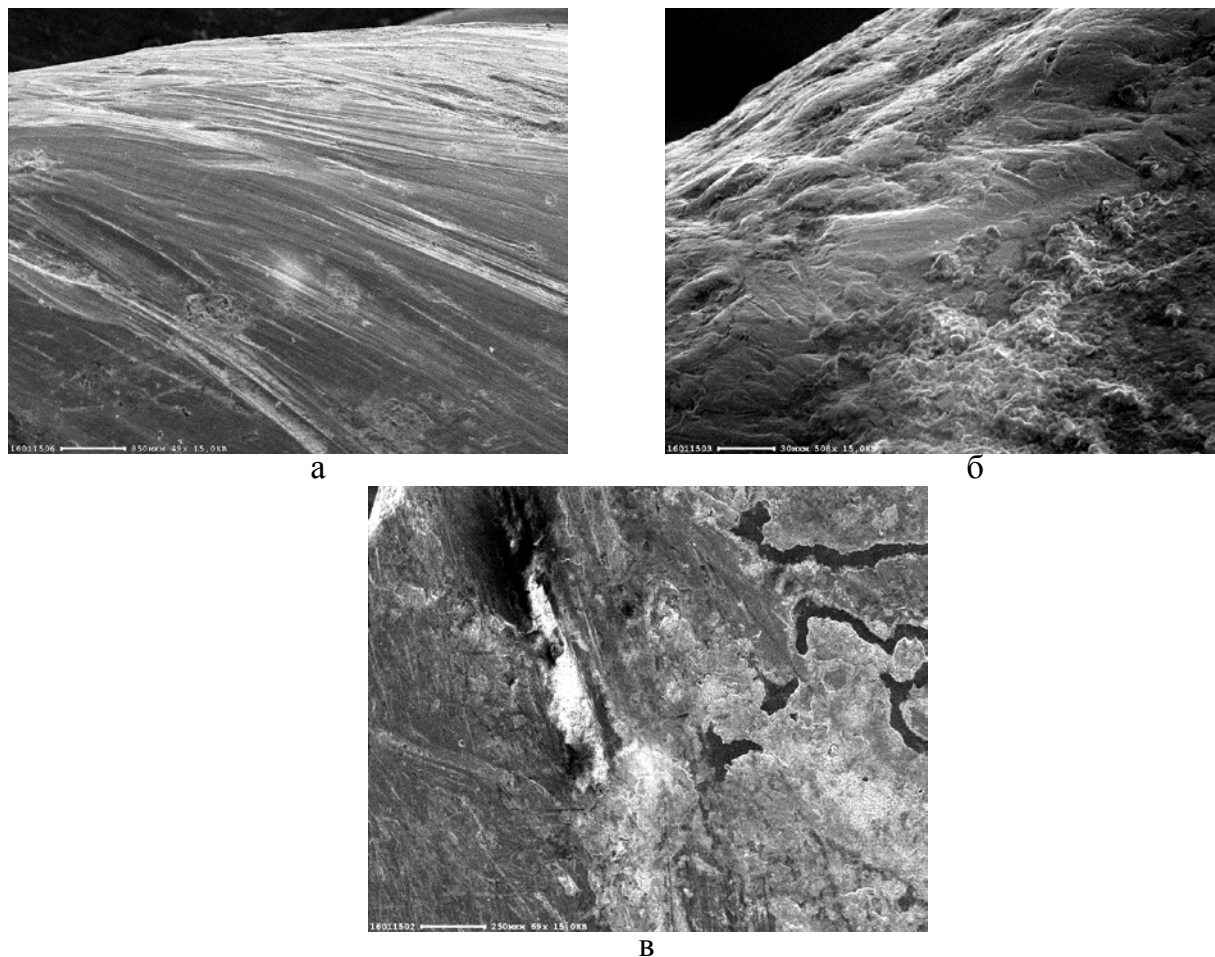


Рисунок 6.4.3 – Вид поверхности долота из стали 30ХГСА после эксплуатации: (а) следы микрорезания и упруго-пластического деформирования, (б) следы упруго-пластического деформирования и усталостное разрушение, (в) следы вдавливания частиц почвы в поверхностный слой детали

⁵ Исследования выполнены совместно с Мотовилиной Г.Д.

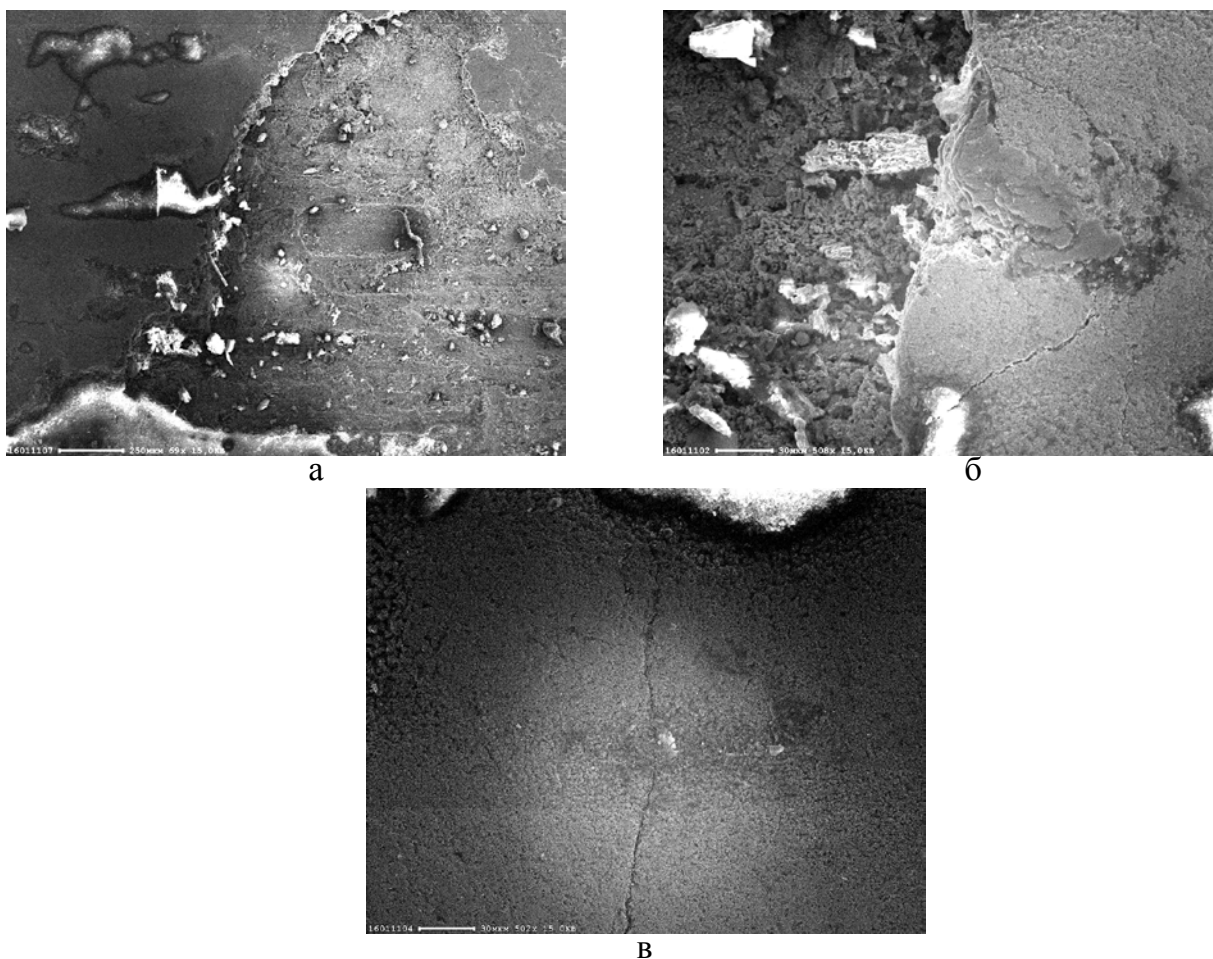


Рисунок 6.4.4 – Вид поверхности долота из стали Б1700 после эксплуатации: (а) следы упруго-пластического деформирования видны только на поверхности адгезионно-усталостного разрушения, (б) вдавливание частиц почвы на площадке адгезионно-усталостного разрушения, (в), образование микротрещин при трении

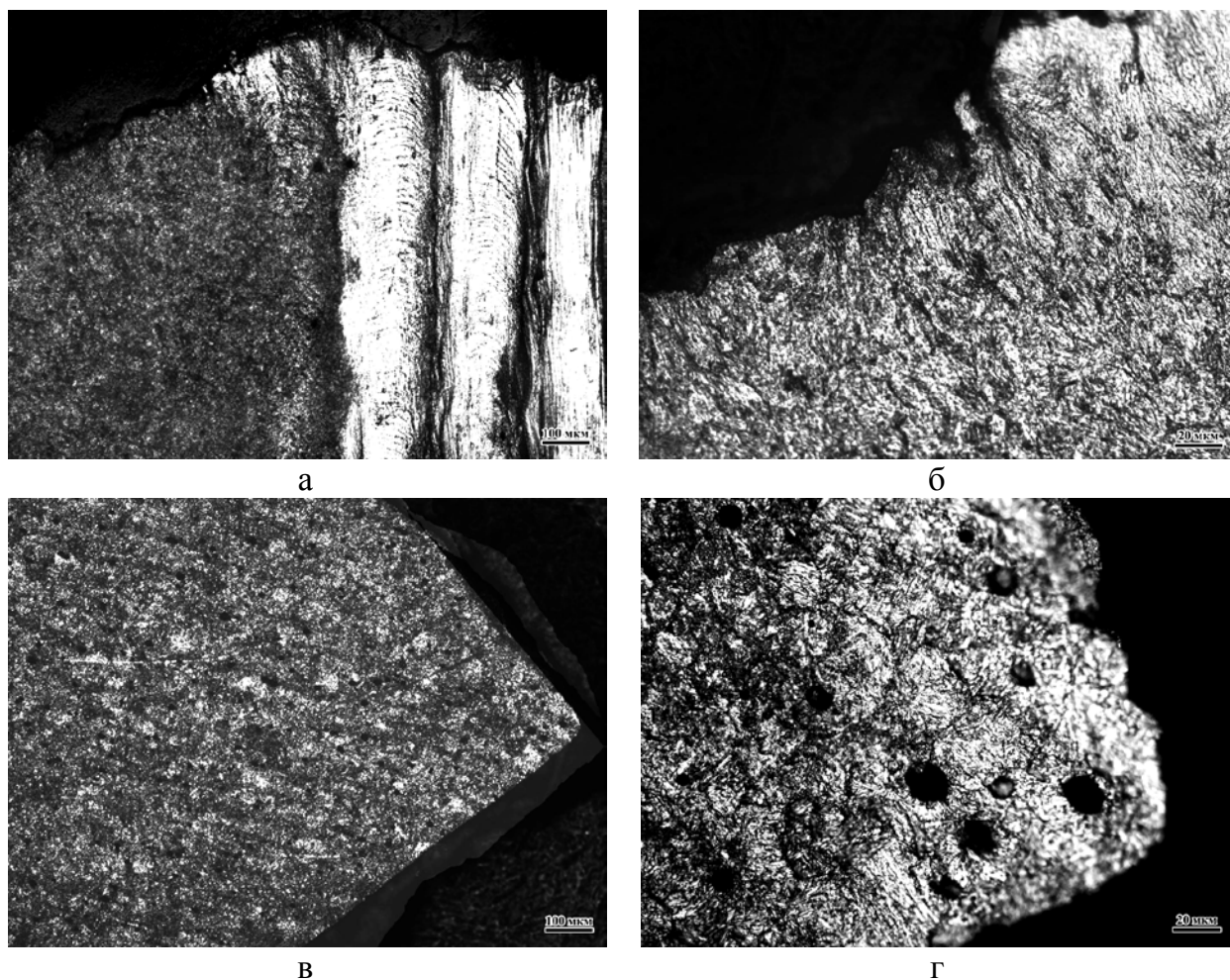
Сравнение поверхностей разрушения показывает, что износ сталей при эксплуатации проходит по разным механизмам. Поверхность долота, изготовленного из стали марки 30ХГСА, имеет следы царапания, то есть микрорезания и упруго-пластического деформирования с пластическим оттеснением металла частицами почвы, рисунок 6.4.3 (а, б), а также следы вдавливания частиц почвы в поверхностный слой детали, рисунок 6.4.3 (в).

На изнашиваемой поверхности долота, изготовленного из стали Б1700, следы упруго-пластического деформирования видны только на поверхности адгезионно-усталостного разрушения, в местах неглубокого выкрашивания поверхностного слоя, рисунок 6.4.4 (а). Вдавливание абразивных частиц приводит к образованию между ними неглубоких микротрещин на поверхности трения, рисунок 6.4.4 (б, в),

объединение которых приводит к образованию площадок адгезионно-усталостного разрушения.

Сравнение характера разрушения поверхности испытанных деталей говорит о более высокой износостойкости материала, изготовленного из новой опытной стали.

Исследование микроструктуры поверхностных слоёв долот лемехов из стали марок 30ХГСА и Б1700 также показывает, что износ сталей при эксплуатации проходит по разным механизмам. На рисунке 6.4.5, приведены фотографии микроструктуры поверхностных слоёв долот лемехов.



Рисунке 6.4.5 – Микроструктура стали у поверхности долота после эксплуатации: (а, б) деформированный слой мартенсита со следами царапин у поверхности долота из стали 30ХГСА, (в, г) практически не деформированная мартенситная структура долота из стали Б1700 с мелкими вдавленными частицами почвы.

Слои металла вблизи рабочей поверхности долота, изготовленного из стали марки 30ХГСА, существенно деформированы и имеют следы царапания, рисунок 6.4.5 (а, б), тогда как микроструктура долота из стали Б1700 вблизи поверхности

практически не деформирована, но на глубине от 10 до 70 мкм в ней содержатся мелкие вдавленные частицы почвы, рис. 6.4.5 (в, г).

6.5. Внедрение результатов

Внедрение результатов научно-практических исследований осуществлено на следующих предприятиях.

На АО РТП «Петровское»:

Разработанные и согласованные требования к качеству листового проката из новых сталей вошли в ТУ 0981 – 020 - 07516250-2015 «Прокат листовой из высокопрочных сталей марок Б1200, Б1500, Б1700».

Разработанные предложения по технологии и режимам термической обработки листового проката, а также штамповке и термической обработке заготовок из новых сталей вошли в комплект технологической документации Б100 и Б200, включающих следующие документы:

- Технологическая инструкция ТИ - Б403 - 2016 на термообработку листового проката из новых высокопрочных сталей Б1200, Б1500 и Б1700;
- Технологическая инструкция ТИ – Б420.1-2016 на изготовление штампованных деталей;
- Технологическая инструкция ТИ – Б420.2-2016 на термическую обработку штампованных деталей.

На ЗАО «Совхоз имени Ленина»:

Отмечено, что детали рабочих органов почвообрабатывающей техники из новых износостойких сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа с твердосплавной наплавкой, произведенные по технологической документации, разработанной в ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» совместно с ФГБНУ ВИМ при личном участии автора обеспечивают качественное выполнение технологического процесса обработки почвы и имеют преимущество перед серийными импортными дорогостоящими аналогами по износостойкости до 60%. Экономическая эффективность использования импортозамещающих наплавленных ножей взамен

серийных по показателю «цена-качество» составляет до 40-50% от цены комплекта английских серийных деталей.

На СПА(К) «Кузьминский»:

Подтверждено превосходство деталей, изготовленных из новых сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа, по износостойкости и ресурсу в сравнении с деталями, изготовленными из серийных отечественных сталей (30ХГСА) на 18-32%, и по отношению к импортным деталям фирмы «MOLBRO» на 36%. Главный механик СПА(К) «Кузьминский» отмечает, что по критерию прочности все виды испытанных деталей из новых сталей соответствуют эксплуатационным требованиям.

На ООО «Раменье»:

Показано, что испытанные опытные наплавленные детали из новых высокопрочных сталей не уступают лучшим зарубежным аналогам и превосходят последние по ресурсу на 12-23%.

В ФГБНУ ВИМ:

Разработанные режимы упрочняющей термической обработки листового проката, штампованных заготовок и деталей из новых высокопрочных износостойких сталей применены при производстве широкого спектра деталей для почвообрабатывающей техники:

- лемеха ЛМД-01, ЛМД-002, ЛМД-003;
- долото лемеха ПЛ01.501-01(02), ПЛ01.503-01(02) («ЛЕМКЕН»), ЛПФН001-01(02) («Вогель и Ноот»),
- ножи овощного и картофельного рядообразователя НФА-001 (002) («Джонс Инжиниринг»);
- лапы отечественного культиватора КП18.23.00.410;
- лапы комбинированного агрегата «Смарагд» ЛЕМ.001;
- стойки культиватора «Шмутцер» СШ-001.

Утвержденные акты внедрения приведены в Приложении А.

Выводы к главе 6

1. Рассмотрены характеристики деформационной способности высокопрочных сталей. Проанализировано влияние легирования, технологии производства, особенностей структуры на величину относительно равномерного удлинения высокопрочных сталей при растяжении. Показано, что разработанные материалы при испытаниях на растяжение обеспечивают высокий уровень деформационной способности, значения которой (по величине относительного равномерного удлинения) соответствуют максимальным значениям для сталей с мартенситной структурой. Определена величина относительного равномерного удлинения для разработанных сталей, которая в состоянии поставки составила для стали Б1200 2,2-2,8%; для стали Б1500 2,7-2,9%, а для стали Б1700 3,5-4,4% и показала приемлемый уровень деформационной способности (учитывая высокую прочность сталей).

2. Испытания на изгиб показали способность образцов из разработанных сталей воспринимать деформацию при изгибе на угол 120°С без разрушений при диаметре оправки не менее 8-10 толщин.

3. Результаты стендовых испытаний на износостойкость показали, что коэффициент относительной износостойкости (по отношению к стали 45) для стали Б1200 составляет 1,21-1,25; для стали Б1500 – 1,36-1,54; для стали Б1700 – 1,52-1,81. При этом наиболее часто применяемые в качестве сталей для почвообрабатывающих деталей 30ХГСА и 65Г обеспечивают коэффициент относительной износостойкости не выше 1,09 и 1,15 соответственно. Износостойкость импортных аналогов ниже или на уровне разработанных материалов.

4. Результаты натурных испытаний в полевых условиях показали, что рабочие органы деталей сельскохозяйственных машин, изготовленные из опытных сталей, превосходят по характеристикам работоспособности и ресурсу в сравнении с широко используемыми отечественными аналогами от 30 до 60% и импортными аналогами от 18 до 36%, что подтверждено актами внедрения. Кроме того, износ некоторых деталей без износостойкого покрытия сопоставим с наплавленными

детальями отечественного и импортного производства, что позволит сократить операцию нанесения таких покрытий с целью ускорения производственного процесса и сокращения издержек на производство при сохранении высокого ресурса деталей.

5. Сравнительный металлографический и фрактографический анализ рабочей поверхности долот из стали марок 30ХГСА и Б1700 после эксплуатации, выполненный методами растровой электронной микроскопии, показал, что износ сталей при эксплуатации проходит по разным механизмам. Приповерхностные слои долота из стали марки 30ХГСА имеют следы микрорезания и упруго-пластического деформирования с пластическим оттеснением металла частицами почвы, а также вдавливания частиц почвы в поверхность. На менее изношенной поверхности долота, изготовленного из стали Б1700, преобладают следы неглубокого выкрашивания поверхностного слоя и вдавливания абразивных частиц, что свидетельствует об адгезионно-усталостном разрушении. Различный характер изнашивания обусловлен композицией легирования и структурными особенностями сравниваемых сталей, которые определяют уровень твердости поверхности долот, для стали 30ХГСА - 44-51 HRC, а для опытной стали Б1700 - 54-56 HRC.

6. Разработанная технология производства штампованных деталей и режимы упрочняющей термической обработки успешно внедрены на АО РТП «Петровское», а широкий спектр деталей рабочих органов, изготовленных в ФГБНУ ВИМ с применением разработанных технологических решений, подтвердил высокое качество агротехнической обработки почв с обеспечением требуемых прочностных и эксплуатационно-ресурсных свойств.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. На основе теоретических и экспериментальных работ разработан и опробован химический состав новых среднеуглеродистых среднелегированных отечественных износостойких сталей, обеспечивающий после упрочняющей термической обработки предел текучести не менее 1200, 1500 и 1700 МПа и твердость на уровне 43-52 HRC.

Марка стали		C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Ti	V	Nb	Al	Ca (по расчету)	B (по расчету)
Б1200	мин	0,30	0,10	0,80	0,25	0,20	0,30	0,05	0,01	0,01	0,01	0,01	0,001-	0,001-
	макс	0,35	0,30	1,00	0,40	0,40	0,50	0,15	0,03	0,03	0,04	0,06	0,02	0,005
Б1500	мин	0,36	0,10	0,80	0,45	0,50	0,60	0,35	0,01	0,01	0,01	0,01	0,001-	0,001-
	макс	0,39	0,30	1,00	0,60	0,80	0,80	0,45	0,03	0,03	0,04	0,06	0,02	0,005
Б1700	мин	0,40	0,20	1,10	0,65	0,50	0,90	0,35	0,01	0,04	0,01	0,01	0,001-	0,001-
	макс	0,45	0,45	1,30	0,80	0,80	1,30	0,45	0,03	0,06	0,04	0,06	0,02	0,005

Примечание:
 1) Содержание серы и фосфора не должно превышать 0,020 масс.% каждого, при этом суммарное содержание серы и фосфора не должно превышать 0,025 масс.%.
 2) Содержание азота не должно превышать 0,015 масс.%.

2. Разработана, опробована и внедрена в условиях опытного производства технология горячей прокатки листового проката толщиной от 6 до 20 мм и в опытно-промышленных условиях - горячей штамповки заготовок для деталей рабочих органов почвообрабатывающих сельхозмашин с учетом изученных процессов рекристаллизации в аустените. Установлено, что определяющим фактором обеспечения мелкозернистой структуры аустенита является прохождение статической рекристаллизации, которая завершается за время от 4 до 32 секунд в зависимости от скорости предшествующей деформации температурно-деформационных параметров предшествующей обработки. Рекомендовано при назначении режимов прокатки разработанных сталей использовать обжатия не менее 25% с паузами между проходами до 30 секунд, а при горячей штамповке деформацию осуществлять с паузами от 6 до 8 секунд при температуре не выше 1100°C.

3. Разработана технология упрочняющей термической обработки (заковки и низкого отпуска) листового проката толщиной 6-20 мм и штампованных деталей на

основе изучения карбидных превращений и изменения структуры и механических свойств в разработанных сталях:

- показано, что после закалки от рекомендуемой температуры 900°C формируется структура преимущественно реечного мартенсита с шириной рейки 100-200 нм, плотностью дислокаций в рейках $(4,5-5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ и до 20% высокотемпературного и двойникового мартенсита;

- на основании исследований структуры и комплекса испытаний определены режимы отпуска, обеспечивающие требования, предъявляемые к листовому прокату и штампованным заготовкам: 150-300°C в зависимости от марки стали с выдержкой от 2 до 6 часов. В процессе отпуска закаленной стали при 150°C карбиды образуются преимущественно в высокотемпературном мартенсите, их объемная плотность достигает $7,5-220 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$, а размер составляет 13-56 нм. При повышении температуры отпуска до 200-300°C в высокотемпературном мартенсите размер карбидов возрастает более чем в 3 раза, а их объемная плотность снижается; в реечном мартенсите образуются дисперсные карбиды размером 7-164 нм с объемной плотностью от $9,4-13 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$.

4. Исследования превращений в интервале низко- и среднетемпературного отпуска показали, что выделение промежуточных карбидов ($\text{Fe}_{2,5}\text{C}$ и ϵ -карбид), образование которых в исследованных сталях начинается при температурах ниже 150°C, завершается в стали с 0,30-0,35 %C и с содержанием основных легирующих элементов до ~ 2,5 % при температурах 200°C, а с повышением уровня легирования в сталях с 0,37-0,45 %C и с содержанием основных легирующих элементов до ~ 5 % - примерно при 250°C, обеспечивая тем самым формирование мелкодисперсной карбидной фазы на фоне вязкой матрицы - фазы реечной морфологии, обуславливающих высокую прочность, твердость и вязко-пластические свойства новых высокопрочных сталей.

5. Определена область температур образования межреечного цементита в прослойках остаточного аустенита, которая составляет 220-480°C. При этих же температурах происходит образование цементита по границам зерен аустенита. Формирование зернограничного и межреечного цементита, в том числе обусловленное превращением остаточного аустенита, оказывает охрупчивающее

влияние и не позволяет обеспечить высокие значения ударной вязкости после отпуска при температурах выше 250-300°C (в зависимости от марки стали).

6. Имитационное моделирование высокоскоростной горячей пластической деформации при температурах выше температуры рекристаллизации (1100°C) показывает, что после закалки она способствует формированию мартенситных блоков с достаточно большим средним размером (до 4 мкм). Горячая деформация при 950°C (ниже температуры рекристаллизации) с последующей закалкой приводит к уменьшению размеров мартенситных блоков (до 2,5 мкм). Исследования структуры острой кромки деталей, полученных двухстадийной штамповкой на молотовом штампе в промышленных условиях, показали, что при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении мелкозернистого аустенита формируется мартенсит с небольшим размером мартенситных блоков (до 3,2 мкм), что обеспечивает после низкотемпературного отпуска твердость стали в острой кромке почвообрабатывающих деталей до 51 HRC и гарантию надежной эксплуатации в уплотненных и каменистых почвах.

7. Результаты изготовления опытно-промышленной партии листового проката и деталей по разработанной технологической документации позволяет изготавливать качественный листовой прокат и штампованные детали с высоким комплексом механических свойств, включая характеристики ударной вязкости, пластичности и износостойкости. Для стали Б1200 временное сопротивление достигает значений 1560-1720 МПа, предел текучести 1340-1460 МПа, относительное удлинение 8,1 – 9,3%, ударная вязкость 31-36 Дж/см², твердость 43-48 HRC; для стали Б1500 временное сопротивление достигает значений 1800-1815 МПа, предел текучести 1500-1535 МПа, относительное удлинение 8,1 – 9,1%, ударная вязкость 25-38 Дж/см², твердость 49-51 HRC; для стали Б1700 временное сопротивление - 1850-2200 МПа, предел текучести 1700-1800 МПа, относительное удлинение 7,0 – 8,5%, ударная вязкость 20-29 Дж/см², твердость 52-57 HRC. Исследования деформационной способности показали высокую способность разработанных сталей воспринимать холодную деформацию без разрушения (до 3,8%), что положительно сказывается при эксплуатации деталей в условиях почв с каменистыми включениями и сложным рельефом.

8. Испытания в условиях Московской, Тульской, Владимирской области и Ставропольского края опытных партий деталей (стрельчатые лапы культиваторов, лемеха плугов, долота, ножи грядообразователей), показано их превосходство по характеристикам работоспособности и ресурсу в сравнении с широко используемыми отечественными аналогами от 30 до 60% и импортными аналогами от 18 до 36%, что подтверждено актами внедрения

В результате выполнения научно-практических исследований разработана эффективная технология изготовления деталей рабочих органов почвообрабатывающей сельскохозяйственной техники для широкого производства с применением новых конкурентоспособных сталей с гарантированным пределом текучести 1200, 1500 и 1700 МПа и высокой твердостью. Высокий комплекс свойств позволяет рекомендовать разработанные стали для различных областей машиностроения: для оборудования металлургии, строительной техники, деревообрабатывающей и горнодобывающей промышленности, машин для коммунального хозяйства, в дорожном машиностроении, лесном хозяйстве и др.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. <http://selmashservice.ru/cultivation>.
2. <http://agrotambov.ru/tehnika/pochvoobrabotka>.
3. Мониторинг состояния предприятий инженерно-технологической инфраструктуры АПК по техническому обслуживанию и ремонту отечественной и импортной сельхозтехники: научное издание. – М.: ФГНУ «Росинформагротех».- 2009. – 100 С.
4. Future Materials in Agricultural Construction - Technical report (Domex Hardenable Steel) // проспект фирмы SSAB.
5. Каталог фирмы Mølbro 2014.
6. <http://www.vogel-noot.info>.
7. Стратегия развития сельскохозяйственного машиностроения России до 2020 года.
8. Черноиванов В.И., Лялякин В.П. Разработки ГОСНИТИ в области восстановления и упрочнения деталей сельскохозяйственных машин / Материалы 12-ой Международной практической конференции-выставки "Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня". - 2010. – С. 194-200.
9. Собачкин А.В., Ситников А.А., Яковлев В.И., Татаркин М.Е., Логинова М.В. и др. Повышение износостойкости рабочих органов сельскохозяйственных машин электродуговой наплавкой порошковым электродом // Ползуновский альманах. – 2011. - № 4/2. - С.133-136.
10. Балаганский А.Ю., Иванайский В.В., Кривочуров Н.Т. и др. Упрочнение длинномерных рабочих органов сельхозтехники односторонней автоматической индукционной наплавкой // Вестник АГАУ. - № 7 (81). - 2011. - С. 89-93.
11. <http://www.agroserver.ru>.
12. <http://hoztehnikka.ru/osnovnaya-obrabotka/2011-07-17-12-01-22/389-osnovnue-rabochie-organu-lemeshnogo-plyga>.

13. Руководящий материал РМ ВИСХОМ 011-67 Методические указания по подбору износостойких материалов для деталей сельскохозяйственных машин, Отдел научно-технической информации. - Москва. - 1968. - С.124.
14. http://www.mzstal.ru/auxpage_33hs.
15. Бренштейн Д.Б. Абразивное изнашивание лемешного лезвия и работоспособность плуга // Тракторы и сельскохозяйственные машина. 2002. №6. С. 39 – 42.
16. Сорокин В.Г., Гервасьева М.А. Стали и сплавы. Марочник. / под ред. Сорокина М.А. - Москва, "Интернет Инжиниринг". - 2001 г. - С. 608.
17. Иголкин А.Ф., Вологжанина С.А., Ильина Е.Е. Оценка влияния режимов термической и термоакустической обработки на величину ударной вязкости сталей 40 и 40Х // Альманах научных работ молодых ученых Университета ИТМО. - 2015. - Т. 1. - С. 224-227.
18. Андреев А.К., Иголкин А.Ф., Вологжанина С.А., Смирнова Ю.А. Влияние термической обработки на сопротивление малым пластическим деформациям стали 45ХН2МФА. Деформация и разрушение материалов. - 2016. -№ 7. - С. 34-38.
19. ГОСТ 4543-71 Прокат из легированной конструкционной стали. Технические условия.
20. <http://metall-fond74.ru/?cat=132&paged=4>.
21. Литвиненко В.В. Химический состав сталей для горношахтного оборудования // Материалы VI Международной студенческой электронной научной конференции «Студенческий научный форум» <http://www.scienceforum.ru/2014/763/6792>.
22. Чукин М.В., Салганик В.М., Полецков П.П., Бережная Г.А. Анализ технических требований, предъявляемых к наноструктурированному высокопрочному листовому прокату // Обработка сплошных и слоистых материалов. – 2014. – № 2(41). – С. 19-28.
23. Karbasian H., Tekkaya A.E. A review on hot stamping // Journal of Materials Processing Technology №210. 2010. pp. 2103–2118.
24. Juna H.J., Kanga J.S., Seob D.H., Kangb K.B., Park C.G. Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels // Materials Science and Engineering. 2006. A 422. pp. 157–162.

25. Сошина Т.В., Зисман А.А., Хлусова Е.И. Влияние микролегирования ниобием на рекристаллизационные процессы в аустените низкоуглеродистых легированных сталей // Вопросы материаловедения. - 2013.- №1(73). - С. 31-36.
26. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита / Металлургия.- 1965.- 497 С.
27. Махотина М.В. Леонтьев П.А. Влияние режима изотермической закалки на долю остаточного аустенита и твердость стали 30ХГСА // Вестник ПНИПУ. - 2014. - №1. - С. 43-49.
28. Lechler, J., Merklein, M., Geiger, M. Determination of thermal and mechanical material properties of ultra-high strength steels for hot stamping// Steel Research International. - 2009. - 79 (2). - С. 98–104.
29. Фомин Д.Ю. Технологический процесс упрочняющей полугорячей термомеханической обработки при штамповке поковок / Автореф. дис. к.т.н. / Санкт-Петербург. - 2013. - 18 С.
30. Клушин В.А., Рудович А.О. Комбинированные процессы обработки металлов давлением с использованием поперечно-клиновой прокатки / 8 Международная конференция авангардной машиностроительной обработки.- Минск. - 2008. - С.249-255.
31. Термомеханическая обработка стали / Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. // М.: Металлургия. - 1983. - 480 С.
32. М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. / Прокошкин Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей.– М.: Металлургия.- 1989. - 544 С.
33. Садовский В.Д., Малышев Е.Н., Соколов Е. Н. Влияние пластической деформации при высоких температурах на хрупкость при отпуске и старении закаленных сталей // Исследования по жаропрочным сплавам. М.: Изд-во АН СССР, 1957. - Т.2. - С.76-91.
34. Рыбин В.В., Рубцов АС., Коджаспиров Г.Е. Структурные превращения в стали при прокатке с различной степенью и дробностью деформации // ФММ.-1984.-Т.58, №4. - С.774-781.
35. Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве //Л.: Машиностроение. - 1985. - 143 С.

36. Uematsu Y., Yamasaki K. Formation of deformation band and recrystallization behavior of fully ferrite stainless under hot rolling process //Stainless Steels 87:Proc. Conf., York, 14-16 Sept., 1987. London. - pp. 386-393.
37. Kodjaspirov G.E., Kim. I. Thermomechanical processing of steels // St.Petersburg State Technical University. 1998. - 228 p.
38. Kodjaspirov G.E.,Kim I. Advanced strengthening methods of metallic materials // St. Petersburg State Technical University, St.Petersburg, Russia, 2000, 185 p.
39. Preliminary thermomechanical processing of Middle Carbon Low Alloyed Steels / Kodzhaspirov G.E. , Rudskoy A.I. , Drakatos P.A. // Materials and Metallurgy: Proc. Of the 6th Int. Conf. SHMD 2004, Sibenek, Croatia. Sibenek. 2004. pp. 8-14.
40. De Ardo A. J. Thermonuchanicfl Processing // Advanced Materials andProctsses. 1988. V. 133, № 1. pp. 71-73.
41. Зисман А.А., Сошина Т.В., Хлусова Е.И. Исследование рекристаллизации аустенита стали 09ХН2МД в условиях горячей прокатки методом релаксации напряжений // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 2(70). – С. 16-24.
42. Зисман А. А., Сошина Т. В., Хлусова Е. И. Построение и использование карт структурных изменений при горячей деформации аустенита низкоуглеродистой стали 09ХН2МДФ для оптимизации промышленных технологий //Вопросы материаловедения.- 2013. - №1 (73). - С. 37-48.
43. Recrystallization by hot rolling and cooling US 4671827 А.
44. Тарасов Г.Ф., Горбуля А.И. Термическая обработка сталей как фактор повышения их износостойкости при низких температурах // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева.- 2005.- №3. - С. 253-257.
45. Волощенко С.М., Гогаев К.А., Миропольский А.М., Аскеров М.Г., Непомнящий В.В. Применение высокопрочного бейнитного чугуна для производства сменных деталей грунтообрабатывающей техники отечественного производства // Наукові праці ДонНТУ. Металургія. - 2011. №13(194). - С.131-137.
46. Абразивный износ. Обзор американской печати. Абразивная стойкость материалов / Е. Л. Шейнман // Трение и износ. - 2006. - Т. 27, N 1. - С.110-122.

47. Паршин А.М., Иванов Ю.М., Жукова М.А. Повышение качества, надежности и долговечности изделий и конструкционных, жаропрочных, порошковых и инструментальных сталей и сплавов. - Л. Изд. ЛДНТП. - 1984. - С.23-26.
48. Металловедение и термическая обработка / Болховитинов Н.Ф. // М.: Машгиз. - 1965. - 463 С.
49. Алексеев А.А., Гринберг Е.М. Влияние скорости охлаждения при закалке на кинетику низкотемпературного распада мартенсита среднеуглеродистой стали // Физика металлов и Металловедение. 2014. том 115, №10. С.1086-1089.
50. М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Л.Г.Журавлев Основы термической обработки стали. - М: Наука и технологии. - 2002. - 519 С.
51. Новиков И.И. Теория термической обработки.- М.Металлургия. - 1986. - 480 С.
52. Speera J., Matlocka D.K., De Coomanb B.C., Schrothc J.G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation // Acta materialia. 2003. Volume 51, Issue 9. pp. 2611–2622.
53. D.V. Edmondsa, K. Hea, F.C. Rizzob, B.C. De Coomanc, D.K. Matlockd, J.G. Speerd, Quenching and partitioning martensite- a novel heat treatment // Materials science and engineering-A. -2006. - Volumes 438–440. – pp. 25–34.
54. Clarke A.J., Speer J.G., Matlock D.K., Rizzo F.C., Edmonds D.V., etc. Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning // Scripta Materialia. 2009. vol. 61. pp.149-152.
55. Zhonga N., Wanga X.D., Wangb 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. Volume 506. - pp. 111-116.
56. Li H.Y., Lua X.W., Wub X.C., Minb Y.A., Jin X.J. Bainitic transformation during two-step quenching and partitioning process in a medium carbon steel containing silicon // Materials science and engineering A. 2010. Volume 527. Issue 23. pp. 6255-6259.
57. Структура и свойства сплавов / Гуляев Б.Б., Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Паршин А.М., Пряхин Е.И. // М.: Металлургия. - 1993. - 318 С.

58. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Копцева Н.В., Чукин Д.М., Барышников М.П. Структурно-фазовые превращения при непрерывном охлаждении сталей для цельнокатаных железнодорожных колес // Сталь. - 2014. - №4. - С. 78-83.
59. Крылова С.Е., Яковлева И.Л., Терещенко Н. А., Приймак Е. Ю., Клецова О.А. Влияние кинетики распада переохлажденного аустенита на формирование структуры экономно-легированной инструментальной стали // Физика металлов и металловедение. - 2013. - Т. 114. № 10. - С. 926.
60. Превращения при отпуске стали / Белоус М.В., Черепин В.Н., Васильев М.А. // М.: Металлургия. - 1973.- 232 С.
61. Lee W.S., Su T.T. Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength steel under quenched and tempered conditions // Journal of Materials Processing Technology – vol. 87. 1999. pp. 198-206.
62. Lee J.B., Kang N., Park J.T., Ahn S.T., Park A.D., etc. Kinetics of carbide formation for quenching and tempering steels during high-frequency induction heat treatment // Materials Chemistry and Physics. - 2011. - vol. 129. - pp. 365-370.
63. Steels / Bhadeshia H.K.D.H., Honeycombe R.W.K // third ed., Butterworth-Heinemann. USA. - 2006. - 183 p.
64. Horn R.M., Ritchie R.O. Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels // Metallurgical Transactions A, vol. 9A. - 1978. - pp. 1039-1053.
65. Изотов В.И., Утевский Л.М. О структуре мартенситных кристаллов высокоуглеродистой стали // ФММ. - 1968. - том 25, С. 98-110.
66. Nagakura S., Shirashi K., Toyoshima M. // Proc. 1st JIM int. Symp. on New Aspects of Martensitic Transformation, Suppl. to Trans. JIM, vol. 17 .1976. - 299 p.
67. Toyoshima M., Nagakura S. Modulated Structures // AIP Conf. Proc. No. 53, - p. 263.
68. Shimizu K., Okamoto H. // Trans. JIM, №15. 1974. pp. 193-199.
69. Tanaka Y., Shimizu K. Carbide formation upon tempering at low temperatures in Fe-Mn-C alloys // Transactions of JIMю vol. 22. - 1981. - pp. 779-788.
70. Салганик В.М., Полецков П.П., Гущина М.С. и др. Особенности получения наноструктурированного высокопрочного листового проката // Вестник Гомельского

государственного технического университета им. П.О. Сухого. - 2015. - №1(60).
Том 1. - С. 27-30.

71. Патент РФ 2138143, МПК: А01В15/04, В21К19/02 Лемех и способ его изготовления опубл. 27.09.1999. - Кочетков Н.Я. и др.

72. <http://www.ideasandmoney.ru/Ntrr/Details/126680>.

73. Патент РФ № 2207386 МПК: С21D9/18, С21D1/25 Способ изготовления лемехов опубл. 27.06.2003, Порозняков С.Н.

74. Зайцев А.И., Родионова И.Г., Быков А.А. и др. Исследование свойств и служебных характеристик биметаллических материалов с наноструктурированным износостойким плакирующим слоем // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 2. С. 70-75.

75. Алалыкин Н.В., Амежнов А.В., Быков А.А., Зайцев А.И., Павлов А.А., Родионова И.Г., Углов В.А. Перспективы применения биметаллических материалов с износостойким плакирующим слоем в различных отраслях машиностроения и сельского хозяйства // Проблемы черной металлургии и материаловедения. - 2011. № 4. - С. 76-82.

76. Быков А.А. Методы производства и применение биметаллов // Сталь. 2011. № 9. С. 61-69.

77. Merklein, M., Lechler, J. Determination of material and process characteristics for hot stamping processes of quenchable ultra high strength steels with respect to a FE-based process design // SAE World Congress: Innovations in Steel and Applications. AE Technical Paper Series, 2008-01-0853. - 2008.

78. Yi H.L., Ghosh S., Bhadeshia H.K.D.H. Dual-Phase Hot-Press Forming Alloy // Materials Science and Engineering A527. - 2010. - pp. 4870-4874.

79. The history of hardening of boron steel in northern Sweden / Berglund G. // 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel, Germany. - 2008. - pp. 175-177.

80. Forming hardening concepts / Aspacher, J. // 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel, Germany. - 2008. - pp. 77-81.

81. Обоснование и выбор направления. Теоретические исследования в области составов высокопрочных штампуемых сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа:

отчет о ПНИ (промежуточ): рук. Хлусова Е.И. – Санкт-Петербург. – 2014.- 454 с. – Инв.№ 10543.

82. Morito S., Huang X., Furuhashi T., Maki T., Hansen N., The morphology and crystallography of lath martensite in alloy steels // *Acta Mater.* 54. - 2006. - pp. 5323–5331.

83. Зисман А. А., Петров С. Н., Пташник А.В. Количественная аттестация бейнитно-мартенситных структур высокопрочных легированных сталей методами сканирующей электронной микроскопии // *Металлург.* – 2014. - №11. – С. 91-95.

84. Рыбин В.В., Хлусова Е.И., Нестерова Е.В., Михайлов М.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением // *Вопросы материаловедения.* - 2007. - № 4(52). - С. 329-340.

85. Рыбин В. В., Кучкин В. В., Рыбин Ю. И., Паршиков Р.А. Фрагментация металлов при интенсивной пластической деформации и особенности пластического течения в условиях равноканального углового прессования // *Вопросы материаловедения.* – 2009. – №3. – С. 52-64.

86. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации // *Вопросы материаловедения.* – 2002. – №1. – С. 11-33.

87. Макаров А.В. Повышение износостойкости сплавов железа за счет создания метастабильных и нанокристаллических структур / Автореф. дис. к.т.н. / Челябинск. - 2009. - 48 С.

88. Irvin K.J., Pickering F.B. Heselwood W.C. The Physical Metallurgy of Low-carbon, Low-alloy Steels Containing Boron // *J. of Iron and Steel Inst.* - 1957. - V.186, №1. - pp.54-67.

89. Разработка экономно-легированных сталей для изготовления высокопрочных труб нефтяного сортамента по APISpec5CT. Софрыгина О.А., Жукова С.Ю. и др.// *Изв. вузов. Черная металлургия.* - 2010. -№7. - С. 43-49.

90. Заявка на изобретение №2015125002, приоритет от 24.06.2015 «Высокопрочная износостойкая сталь для сельскохозяйственных машин».

91. Радкевич М.М., Фомин Д.Ю. Влияние последеформационной паузы на структуру поковок при полугорячей термомеханической обработке / *Материалы*

конференции "НЕДЕЛЯ НАУКИ СПбГПУ", Санкт-Петербург, 02-07 декабря 2013 г. - С. 645-650.

92. Металловедение и термическая обработка / Справочник под ред. Н.Т. Гудцова. М.: Металлургиздат.- 1956. - 1204 С.

93. Рябов В.В., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А., Мотовилина Г.Д. Новые стали для сельскохозяйственного машиностроения // *Металлург.*- 2015. - №6. - С. 59-65.

94. Теоретические и экспериментальные исследования новых марок стали с пределом текучести 1200-1700 МПа, состава и технологии нанесения износостойких покрытий: отчет о ПНИ (промежуточ): рук. Хлусова Е.И. – Санкт-Петербург. – 2015.- 289 с. – Инв.№ 10625.

95. Рябов В.В., Князюк Т.В., Михайлов М.С., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И. Структура и свойства новых износостойких сталей для сельскохозяйственного машиностроения // *Вопросы материаловедения.*- №2 (86). - С. 7-19.

96. Baker R.G. , Nutting J. // *J. Iron Steel Inst.*, 192. - 1959. - 257 p.

97. Zajac G., Pacyna J. The kinetics of phase transformation during tempering in structural steels with nickel // *Proc. Of 13th International Scientific Conference on Achievements in Mechanical and Materials Engineering.* Gliwice-Wisla. 2005. pp. 719-722.

98. Hirotsu Y., Nagakura S. Crystal structure and morphology of the carbide precipitated from martensitic high carbon steel during the first stage of tempering // *Acta Metallurgica* 20. 1972. pp. 645-648.

99. Hirotsu Y., Nagakura S., Okuteni S., The crystal structure and morphology of the precipitated of the first stage of tempering of a high carbon 1.13 wt % steel / *Proc. of the Int. Conf. "Science and Technology of Iron and Steel" ICSTIS.* 1971. pp.1140-1145.

100. Williamson D.L., Nakazawa K., Krauss G. A study of the early stages of tempering in an Fe-1.2 Pct alloy // *Metallurgical Transactions A* 10. 1979. pp. 1351-1355.

101. Kędzierski Z. Phase transformations in metals and alloy // *AGH University of Science and Technology.* - 1988. - 454 p.

102. Pacyna J., Pawlowski B. Effect of tempering temperature on 30HGSA steel toughness // *Metallurgy and Casting* 10. - 1984. - pp. 409-421.

103. Pacyna J. Dilatometric investigations of phase transformations at heating and cooling of hardened, unalloyed, high-carbon steel // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2011. Volume 46 Issue 1 May. - pp 7-17.
104. Рыбин В.В., Рубцов А.С., Нестерова Е.В. Метод одиночных рефлексов и его применение для электронномикроскопического анализа дисперсных фаз // *Заводская лаборатория*. - №5. - 1982. - С. 21-26.
105. Гринберг Е.М., Алексеев А.А. Рентгенографическое исследование низкотемпературного распада мартенсита закаленной среднеуглеродистой стали *Вопросы материаловедения*. - № 3 (83). -2015. - С. 26-29.
106. Beladi H., Hodgson P.D. Effect of carbon content on the recrystallization kinetics of Nb-steels // *Scripta Materialia*. Volume 56, Issue 12, June. 2007. pp. 1059–1062.
107. Измайлов А.Ю., Лобачевский Я.П., Сидоров С.А., Хорошенков В.К., Рябов В.В. и др. Применение наноматериалов для рабочих органов почвообрабатывающих машин // *Вестник Российской академии сельскохозяйственных наук*. - 2013. - №3. - С. 75-76.
108. Измайлов А.Ю., Сидоров С.А., Лобачевский Я.П. и др. Новые материалы и технологии нанесения твердосплавных покрытий для деталей почвообрабатывающих машин // *Вестник российской сельскохозяйственной науки*. – 2016.- №2. – С.66-70.
109. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Коротнева К.В. Вклад технологической наследственности в появлении неоднородности вязкости конструкционных сталей // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. - 2013. - № 3 (25). - С. 202-204.
110. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Скородумов С.В., Папина К.Б. и др. (всего 9 чел.) Факторы неоднородности качества листовой стали // *Электрометаллургия*. - 2013. - № 9. - С. 23-33.
111. Пышминцев И.Ю., Пумпянский Д.А., Фарбер В.М. Пластичность стали и ее характеристики // *МиТОМ*. - 2007. - № 11. - С. 20-27.
112. Гребеньков С.К., Шацов А.А., Ряпосов И.В. Деформационное упрочнение низкоуглеродистых мартенситных сталей с выраженной структурной наследственностью // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2013. - № 11. – С. 34-39.

113. Гребеньков С.К., Шацов А.А., Ларинин Д.М., Клейнер Л.М. Деформационное упрочнение низкоуглеродистых мартенситных сталей // Физика металлов и металловедение. – 2013. - № 10. – С. 944-953.
114. Экспериментальные исследования деформационной способности новых марок сталей. Изготовление и исследование качества штампованных деталей с износостойким покрытием: отчет о ПНИ (промежуточ): рук. Хлусова Е.И. – Санкт-Петербург. – 2015.- 189 с. – Инв.№ 10762.
115. Shengwei Q., Liu Y., Qingguo H., Ying W., Chen N. The mechanism of high ductility for novel // Metallurgical and materials transactions al. volume 46 A, September. 2015, pp. 4047-4055.
116. Хлусова Е.И., Рябов В.В. Исследование влияния технологии производства и уровня легирования высокопрочных сталей на их способность к холодной деформации // Сталь. – 2013. - №4. - С. 63-66.
117. Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Рябов В.В. Влияние структуры на величину равномерного удлинения штрипсовой стали // Металлург. – 2011. №9. - С.70-74.
118. Крошкин А.А. Судостроительные корпусные стали.- Л.: Судпромгиз. - 1957. - 263 С.
119. Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Сидоров С.А., Хорошенков В.К., Рябов В.В. Исследование структуры деталей сельхозмашин из новых износостойких сталей после эксплуатационных испытаний / Металлург. - 2016. - №8. - С.77-86.

ПРИЛОЖЕНИЯ



внедрения результатов диссертационной работы

Рябова Вячеслава Викторовича

«Разработка износостойкой стали с пределом текучести 1200-1700 МПа для
 деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин»
 на соискание ученой степени кандидата технических наук

В течение 2014 - 2016 гг. на АО РТП «Петровское» под руководством и при личном участии Рябова Вячеслава Викторовича выполнен комплекс теоретических и экспериментальных исследований по производству деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин из новых высокопрочных износостойких сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа.

Результаты исследований Рябова Вячеслава Викторовича, полученные им в ходе выполнения диссертационной работы, нашли отражение в разработанной технической документации:

1. Разработанные и согласованные требования к качеству листового проката из новых сталей вошли в проект ТУ 0981 – 020 - 07516250-2015 «Прокат листовой из высокопрочных сталей марок Б1200, Б1500, Б1700».

2. Разработанные предложения по технологии и режимам термической обработки листового проката, а также штамповке и термической обработки заготовок из новых сталей вошли в комплект технологической документации Б100 и Б200, включающих следующие документы:

- Технологическая инструкция ТИ - Б403 – 2016 «Термообработка листового проката из новых высокопрочных сталей Б1200, Б1500 и Б1700»;

- ТИ - Б420.2 – 2016 «Термическая обработка штампованных деталей из стали марок Б1200, Б1500, Б1700».

3. Технологическая документация изготовления деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин из новых высокопрочных сталей применима в условиях сельскохозяйственных предприятий. При производстве деталей подтверждена технологичность разработанного процесса, а их свойства полностью удовлетворяют требованиям технических условий и обеспечивают высокое качество агротехнической обработки почв.

Главный инженер



Смагин Д.А.

Начальник технического
отдела



Алейников А.С.



ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО НАУЧНЫХ ОРГАНИЗАЦИЙ
(ФАНО РОССИИ)



Федеральное государственное бюджетное научное учреждение
«ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
МЕХАНИЗАЦИИ СЕЛЬСКОГО ХОЗЯЙСТВА»
(ФГБНУ ВИМ)

109428, г. Москва, 1-й Институтский проезд, дом 5
Телефон (499) 171-19-33 т./факс (499) 171-43-49 e-mail: vim@vim.ru

№ _____
На № _____ от _____

«УТВЕРЖДАЮ»

Заместитель директора
ФГБНУ ВИМ

В. Н. Елизаров

« 31 » _____

М. П.



АКТ

внедрения результатов диссертационной работы

Рябова Вячеслава Викторовича

«Разработка износостойкой стали с пределом текучести 1200-1700 МПа для
деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин»
на соискание ученой степени кандидата технических наук

В течение 2014 - 2016 гг. в производственных условиях ФГБНУ ВИМ под руководством и при личном участии Рябова Вячеслава Викторовича произведены комплекты различных деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин из новых высокопрочных износостойких сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа.

1. Технологические режимы упрочняющей термической обработки были выполнены с учетом исследований Рябова Вячеслава Викторовича, полученные им в ходе выполнения диссертационной работы, и в соответствии с разработанной технологической документацией: ТИ - Б403 – 2016 «Термообработка листового проката из новых высокопрочных сталей Б1200, Б1500 и Б1700»; ТИ - Б200.2 – 2015 «Термическая обработка штампованных заготовок из стали марок Б1200, Б1500, Б1700».

2. Разработанные режимы упрочняющей термической обработки листового проката, штампованных заготовок и деталей из новых высокопрочных износостойких сталей

применены при производстве следующих видов деталей для почвообрабатывающей техники:

- лемеха ЛМД-01, ЛМД-002, ЛМД-003;
- долото лемеха ПЛ01.501-01(02), ПЛ01.503-01(02) («Лемкен»), ЛПФН001-01(02) («Вогель и Ноот»),
- ножи овощного и картофельного грядообразователя НФА-001 (002) («Джонс Инжиниринг»);
- лапы отечественного культиватора КП18.23.00.410;
- лапы комбинированного агрегата «Смарагд» ЛЕМ.001;
- стойки культиватора «Шмутцер» СШ-001.

Заведующий отделом разработки
наноматериалов и нанотехнологий
с.х. машин, д.т.н.




Сидоров С.А.

Заведующий отделом, к.т.н.

Хорошенков В.К.


 «УТВЕРЖДАЮ»
 Главный инженер
 Евдокимов Б.Е.
 «06» июня 2016 г.
 М. П.

АКТ

внедрения результатов диссертационной работы

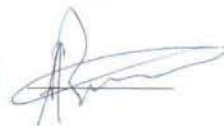
Рябова Вячеслава Викторовича

«Разработка износостойкой стали с пределом текучести 1200-1700 МПа для деталей рабочих
 органов почвообрабатывающих машин»
 на соискание ученой степени кандидата технических наук

На полях ЗАО «Совхоз имени Ленина» прошли эксплуатационно-полевые сравнительные
 испытания импортзамещающих ножей овощных грядообразователей фирмы «Джон
 Инжиниринг» (Англия) из новых износостойких сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа с
 твердосплавной наплавкой, произведенных по технологической документации, разработанной в
 ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» совместно с ФГБНУ ВИМ при личном участии Рябова Вячеслава
 Викторовича.

Испытания показали, что опытные, импортзамещающие, детали обеспечивают
 качественное выполнение технологического процесса обработки почвы и имеют преимущество
 перед серийными импортными дорогостоящими аналогами по износостойкости до 60%.
 Экономическая эффективность использования импортзамещающих наплавленных ножей взамен
 серийных по показателю «цена-качество» составляет до 40-50% от цены комплекта английских
 серийных деталей.

Инженер по эксплуатации МТП



Чванов А.И.