

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»

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук

Санкт - Петербург  
2016 г.

Работа выполнена в Федеральном государственном унитарном предприятии  
«Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов  
«Прометей»

**Научный руководитель:**

Хлусова Елена Игоревна Доктор технических наук, профессор

**Официальные оппоненты:**

Вологжакина Светлана Антониновна Доктор технических наук, доцент  
Федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Санкт-Петербургский национальный исследовательский  
университет информационных технологий, механики и  
оптики», доцент кафедры «Технологии металлов и  
металловедения»

Соколовская Элина Александровна Кандидат технических наук, доцент  
Федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Национальный исследовательский технологический  
университет «МИСиС», доцент кафедры «Металловедения  
и физики прочности»

**Ведущая организация**

Акционерное общество «Центральный научно-  
исследовательский институт материалов»

Защита диссертации состоится «02» ноября 2016 г. в 11 ч. 00 мин. на заседании диссертационного совета Д411.006.01 при Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» по адресу: 191015, г. Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, д. 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» и на сайте. <http://dissovet.crism-prometey.ru/ThesisDetails.aspx?id=11>

Автореферат разослан «\_\_» \_\_\_\_\_ 2016 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
Заслуженный деятель науки РФ  
доктор технических наук, профессор,



Малышевский В.А.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность работы.** Известно, что почвообработка является одним из решающих факторов получения высокого урожая. Для качественной почвообработки необходим большой парк техники, имеющей более высокий ресурс по сравнению с производимой промышленностью в настоящее время. Закупки сельхозмашин зарубежного производства (комбайны, трактора и др.), а также приобретение импортных запасных быстроизнашиваемых деталей рабочих органов из износостойких материалов существенно повышают себестоимость сельхозпродукции, что делает задачу их импортозамещения весьма актуальной.

Производству в РФ высокопрочных материалов для деталей рабочих органов почвообрабатывающих сельхозмашин 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. 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.

Импортная продукция (износостойкие детали фирм «Kverneland», «Lemken», «Vogel & Noot», «Kuhn», «Agrolux», «OVERUM» и более дорогая, выгодно отличается от российских аналогов уровнем эксплуатационных свойств (временное сопротивление 1600-2000 МПа, твердость до 56 HRC), производится с использованием современных технологий. Традиционно детали с острой режущей кромкой изготавливаются механической обработкой из термообработанного листового проката, реже штамповкой или отливкой, затем затачиваются абразивной обработкой. Альтернативные способы утонения режущей кромки, к которым относится, в частности, штамповка лезвия в специальной штамповой оснастке, в нашей стране не нашли широкого применения.

Закупки сельхозмашин зарубежного производства (комбайны, трактора и др.), а также приобретение импортных запасных быстроизнашиваемых деталей рабочих органов из износостойких материалов существенно повышают себестоимость сельхозпродукции, что делает задачу их импортозамещения весьма актуальной.

Таким образом, существует серьезная научно-техническая проблема, связанная с низким уровнем потребительских свойств тяжело нагруженных деталей, которые изготавливаются из отечественных сталей. Принципиальным решением проблемы является создание нового поколения износостойких сталей с пределом текучести свыше 1200 МПа и высокой твердостью и технологий их производства. Не менее важной задачей является разработка технологии изготовления износостойких деталей сельхозтехники, позволяющих использовать их без специальных покрытий, удорожающих стоимость. С учетом улучшения характеристик изделий решением проблем, связанных с сокращением потерь при абразивной обработке, является использование горячей штамповки, обеспечивающей 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.

**На защиту выносятся:**

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.

**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<sup>-1</sup> (имитация горячей прокатки) статическая рекристаллизация завершается за время не более 30 секунд, а в условиях деформации со скоростью 100 с<sup>-1</sup> (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 Fe<sub>2,5</sub>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 ~ 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 % - при 250-260°C.

4. Показано, что получение высоких прочностных характеристик, твердости, износостойкости, ударной вязкости не менее 20-30 Дж/см<sup>2</sup>, 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  $\alpha$ -фазы – речного 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 со 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 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) подтвердили высокую стойкость деталей к абразивному изнашиванию в тяжелых суглинистых и супесчаных почвах с каменистыми включениями.

**Внедрение результатов работы осуществлено:**

- на АО РТП «Петровское» при разработке и согласовании требований к качеству листового проката из новых сталей, изложенных в ТУ «Прокат листовой из высокопрочных сталей марок Б1200, Б1500, Б1700»; при разработке технологии штамповки и термической обработки заготовок и деталей;

- на ФГБНУ «Всероссийский научно-исследовательский институт механизации сельского хозяйства» при производстве лемехов, долот, ножей овощного и картофельного грядообразователя, лап и стоек культиваторов и других деталей рабочих органов почвообрабатывающей техники с использованием разработанных режимов упрочняющей термической обработки;

- на ЗАО «Совхоз имени Ленина» (Московская область) при проведении сельскохозяйственных работ с использованием деталей рабочих органов почвообрабатывающей техники из новых износостойких сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа, которые обеспечивают качественное выполнение технологического процесса обработки почвы и имеют преимущество перед серийными импортными дорогостоящими аналогами по износостойкости до 60%,

и подтверждено актами внедрения.

**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 натурных испытаниях.

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

- 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.** По теме диссертации опубликовано 20 печатных работ, в том числе 5 статей в изданиях, рекомендованных ВАК.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация объемом 235 страниц состоит из введения, шести глав, основных выводов и списка литературы. Работа содержит 105 рисунков, 34 таблицы и список литературы, включающий 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).*

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**В первой главе** приводится литературный обзор, который посвящен анализу условий эксплуатации быстроизнашиваемых деталей рабочих органов сельскохозяйственных почвообрабатывающих машин (лемехи, 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. Особенности условий изнашивания в зависимости от типа почв, наличие значительных знакопеременных и ударных нагрузок предъявляют особые требования к механическим характеристикам (твердость, прочность, пластичность, вязкость, износостойкость и др.) материала деталей сельскохозяйственных машин и технологиям их обработки. На основе анализа условий эксплуатации деталей рабочих органов почвообрабатывающей техники и опыта применения существующих материалов совместно с ФГБНУ ВИМ разработаны требования к новым материалам (таблица 1):

Таблица 1 - Требования к механическим свойствам, предъявляемые к новым сталям после термообработки

$\sigma_{0,2}$ , МПа не менее	$\sigma_B$ , МПа не менее	$\delta_5$ , %	KCU <sup>+20</sup> , Дж/см <sup>2</sup> , 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

**Вторая глава** посвящена выбору методик исследований. Описаны стандартные методы исследования фазовых превращений на дилатометре DIL 805, проведения физического моделирования горячей прокатки и штамповки и исследования структурообразующих процессов, протекающих во время и после деформации, на пластометрическом комплексе Gleeble-3800 при выполнении деформации сжатием, методы исследования структуры с использованием оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, в том числе количественный кристаллографический анализ методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), методы определения механических свойств листового проката, а также сравнительной оценки износостойкости деталей почвообрабатывающих сельхозмашин.



Опытные плавки сталей (19 плавов общим объемом 4750 кг) выполнялись в индукционной печи с разливкой в заготовки сечением 70-240 мм<sup>2</sup>, ковкой на ковочном молоте М-1345 с массой падающего груза 3000 кг. Образцы листового проката изготавливались на одноклетевых станах «Дуо-600» или «Кварто-800» с последующей закалкой и отпуском в камерных электрических печах. Штамповка производилась на паровоздушном штамповочном молоте типа М-2145А с последующей обрезкой облоя на закрытом однокривошипном прессе простого действия типа КА-9536 с усилием 400 тонн.

Натурные испытания штампованных деталей на износостойкость проводились в сельскохозяйственных предприятиях РФ и в специализированных сельскохозяйственных испытательных предприятиях – Государственных машинно-испытательных станциях.

**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.

Химический состав разработанных сталей отличается от используемых в настоящее время сталей (30ХГСА, 40Х и других) уменьшенным содержанием кремния, стали Б1200 и Б1500 менее легированы хромом, используются никель и медь для сохранения ударной вязкости на высоком уровне при повышении прочностных характеристик в сравнении с аналогами, молибден введен для твердорастворного упрочнения 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.

Таблица 2 - Химический состав разработанных сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %												Ca	B
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Nb	Al	Ti	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		
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 %

Анализ термокинетических диаграмм исследованных среднеуглеродистых сталей показал, что при увеличении содержания углерода от 0,30 до 0,45% и легирующих элементов (Mn, Ni, Cu, Cr, Mo) с 2,2 до 4,1 масс.% (см. рис. 1) увеличивается диапазон скоростей охлаждения, в котором формируется полностью мартенситная структура. В сталях Б1200 и Б1500 при скоростях охлаждения менее 5°С/сек может протекать бейнитное превращение, что нежелательно для износостойких сталей. Твердость образцов после охлаждения со скоростью 15°С/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°С (имитация нагрева под прокатку или штамповку) вследствие более полного растворения карбидных фаз и укрупнения зерна возрастает устойчивость аустенита, и при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении мартенсит формируется в более широком интервале скоростей охлаждения по сравнению с нагревом до 900°С, область диффузионного превращения сдвигается вправо, рис.1.

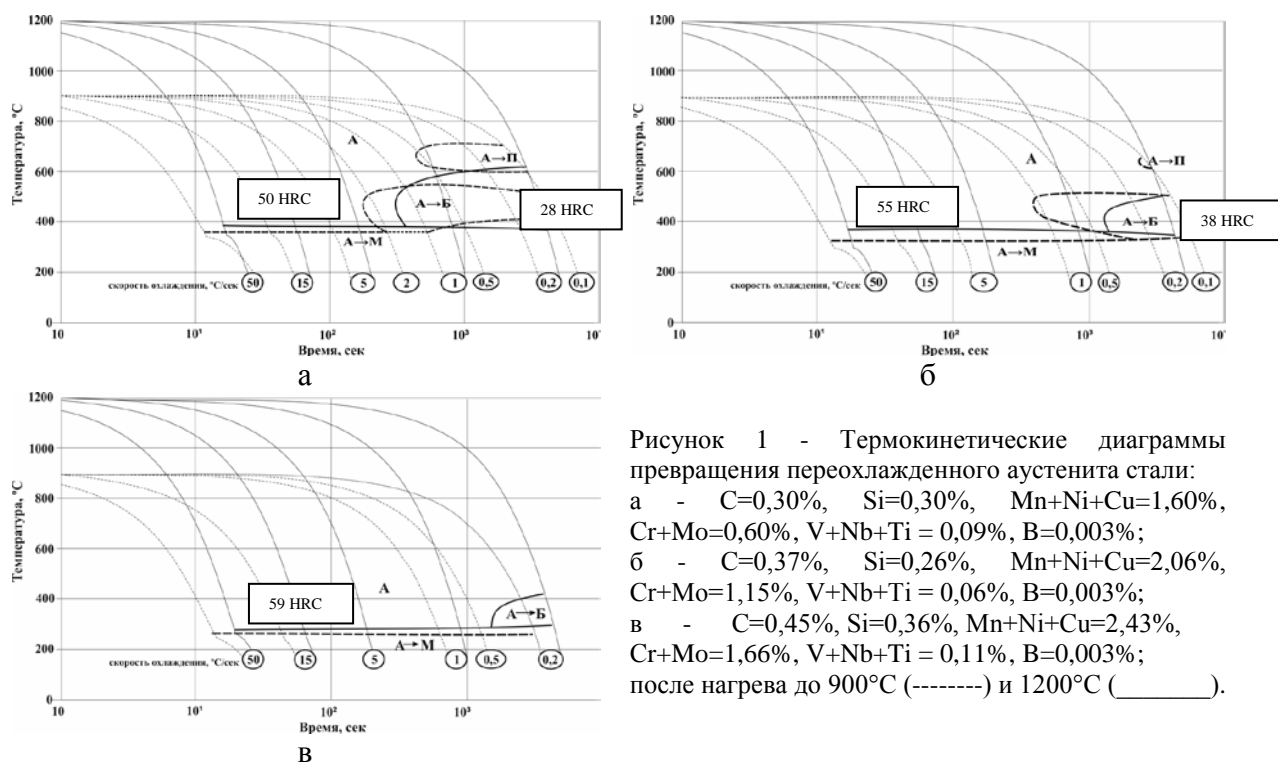


Рисунок 1 - Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита стали:  
а - C=0,30%, Si=0,30%, Mn+Ni+Cu=1,60%, Cr+Mo=0,60%, V+Nb+Ti = 0,09%, B=0,003%;  
б - C=0,37%, Si=0,26%, Mn+Ni+Cu=2,06%, Cr+Mo=1,15%, V+Nb+Ti = 0,06%, B=0,003%;  
в - C=0,45%, Si=0,36%, Mn+Ni+Cu=2,43%, Cr+Mo=1,66%, V+Nb+Ti = 0,11%, B=0,003%;  
после нагрева до 900°С (-----) и 1200°С (\_\_\_\_\_).

Предварительная деформация 30% в аустенитной области при T=1150°С (после нагрева до 1200°С) мало изменяет характер и кинетику фазовых превращений по сравнению с нагревом до 1200°С без деформации, т.к. практически полностью проходят процессы рекристаллизации.

Таким образом, в широком диапазоне скоростей охлаждения при возможных технологических воздействиях в исследуемых сталях формируется мартенситная структура с высокой твердостью.

**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.

Дисперсность мартенсита тем выше, чем мельче размер исходного зерна аустенита, поэтому в технологии изготовления проката и деталей должна учитываться кинетика рекристаллизационных процессов в аустените, протекающих при горячей пластической обработке. Нагрев до 1200 приводит к росту зерна аустенита в исследуемых сталях до 110-150 мкм (рис. 2). Наиболее интенсивный и неравномерный рост зерна наблюдается в интервале температур 1050-1150°C, что может приводить к разнотерности, особенно с повышением уровня легирования стали. В связи с этим нагрев под прокатку или штамповку целесообразно производить до температур не выше 1050-1100°C.

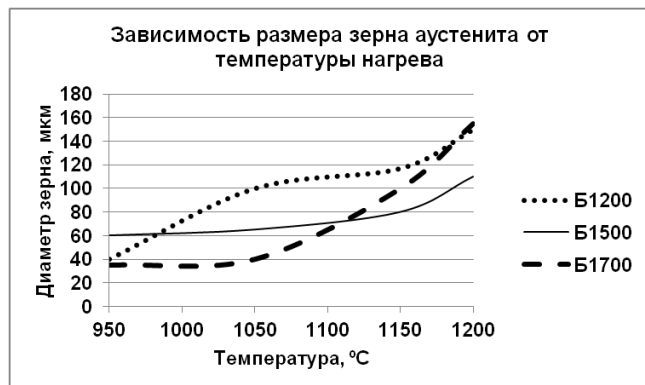


Рисунок 2 – Изменение размера аустенитного зерна аустенита в стали Б1200, Б1500 и Б1700 в зависимости от температуры нагрева

Имитационное моделирование горячей пластической деформации при температуре 950°C со скоростью  $1\text{c}^{-1}$  (характерной для горячей прокатки) показывает, что динамическая рекристаллизация (ДР) в исследуемых сталях не происходит, а в интервале температур 1050-1150°C имеет место частичная ДР, которая начинается при деформации 24-35%. Статическая рекристаллизация (СР) при температурах 950-1050°C после деформации 10-25 % со скоростью  $1\text{c}^{-1}$  завершается за время от 4 до 32 сек (таблица 3), что сопоставимо с паузами между последовательными обжатиями, и СР является предпочтительным механизмом измельчения зерна при горячей прокатке.

Таблица 3 – Время завершения статической рекристаллизации в лабораторных экспериментах по имитации горячей прокатки и горячей штамповки

Имитация горячей прокатки			Имитация горячей штамповки		
T, °C	Время завершения СР, $\tau_{\text{Прес}=100\%}$ ( $\epsilon_{\text{отн}}=10\%$ ), сек	Время завершения СР, $\tau_{\text{Прес}=100\%}$ ( $\epsilon_{\text{отн}}=25\%$ ), сек	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					
1050	10	4	1150	5	6
1000	24	6	1050	5	6
950	20	27	950	13	6,5
Сталь Б1500					
1050	11	5	1150	4	7
1000	23	12	1050	5	7,5
950	24	32	950	15	7,5
Сталь Б1700					
1050	19	13	1150	7	8
1000	18	18	1050	11	8
950	30	26	950	17	7

Характер изменения времени завершения СР немонотонный: при малых деформациях необходимо больше времени для прохождения СР, а при температурах более 1000°C на торможение процессов рекристаллизации оказывают влияние карбиды ниобия, которые выделяются по границам зерен в процессе охлаждения после технологических нагревов под ковку, прокатку или штамповку. Причем в стали Б1700 содержание ниобия несколько ниже, чем в Б1500 и Б1200, что и приводит при высоких температурах к большему времени, необходимому для завершения СР при малых деформациях (10%). При относительной деформации 25% СР протекает быстрее, чем при 10%.

В условиях, характерных для горячей штамповки на молоте (степень деформации – 40-60%, скорость деформации 100 с<sup>-1</sup> при имитационном моделировании), статическая рекристаллизация завершается за время 4-17 секунд после окончания деформации. Причем при деформации не менее 60% завершение СР происходит за время 6-8 сек. Для сталей Б1200 и Б1500 при меньшей степени деформации СР завершается быстрее, что, вероятно, связано с частичной ДР, в ходе которой происходит разупрочнение, т.е. снижается движущая сила последующей СР. В стали Б1700 с более высоким уровнем легирования, где ДР затруднена, после большей деформации СР завершается быстрее. Таким образом, наиболее значимым процессом измельчения зерна в разработанных среднеуглеродистых среднелегированных сталях является статическая рекристаллизация, завершающаяся в междеформационных паузах.

На основе изученных процессов разработана технология двухстадийной штамповки, при которой формообразование осуществляется двумя ударами молота с паузой между ними, которая при температурах 1050-1150°C составляет не более 6-8 сек.

Предпочтительной температурой аустенитизации перед закалкой для сталей разработанных композиций легирования является температура 900°C. При такой

температуре твердость на 5-10 единиц HRC выше, чем после выдержки при температуре 850°C и составляет: для образцов листового проката из стали Б1200 - 49 HRC, стали Б1500 – 53 HRC и стали Б1700 – 59 HRC, что сопоставимо с данными для дилатометрических образцов.

Структура стали после закалки представлена преимущественно реечным мартенситом, наблюдается до 10-20% высокотемпературного мартенсита и не более 15% двойникового мартенсита (рис. 3).

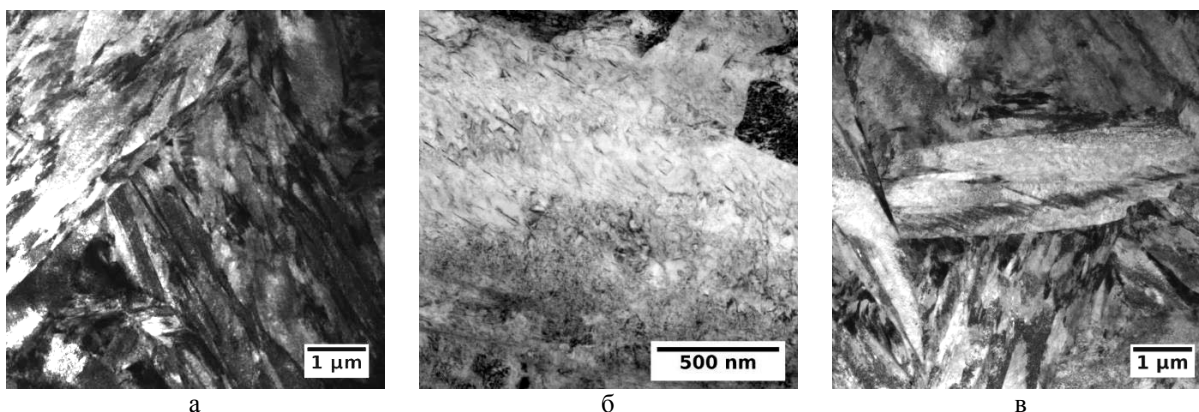
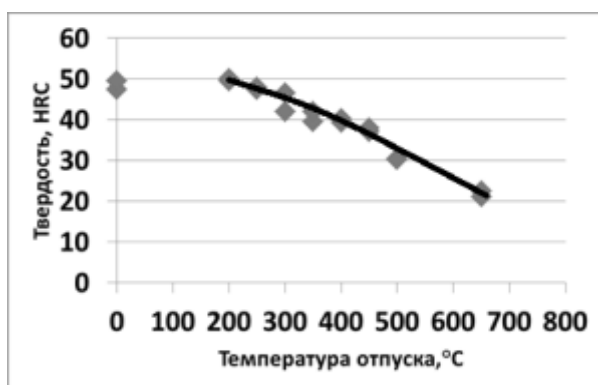


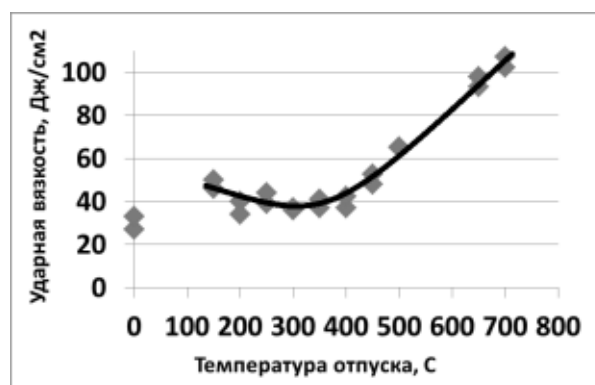
Рисунок 3 – Компоненты структуры стали Б1500 после закалки от 900°C: (а) - реечный мартенсит с шириной рейки 100-200 нм и плотностью дислокаций в рейках  $(4,5-5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ; (б) – высокотемпературный мартенсит в виде областей размером около 1 мкм. Размер карбидов самоотпуска в среднем 22 нм; (в) - Двойниковый мартенсит в виде пластин шириной 1-1,5 мкм, ширина отдельных двойников около 50 нм.

Доля остаточного аустенита составляет 2-5%. После отпуска в интервале температур 150-250°C значительного снижения твердости не наблюдается, снижение твердости до 40 HRC происходит в сталях марок Б1200 и Б1500 при температурах отпуска от 250 до 400°C. В стали марки Б1700 твердость выше 40 HRC сохраняется вплоть до отпуска при температуре 600°C, отпуск при более высоких температурах снижает ее до 20 HRC, рис. 4.

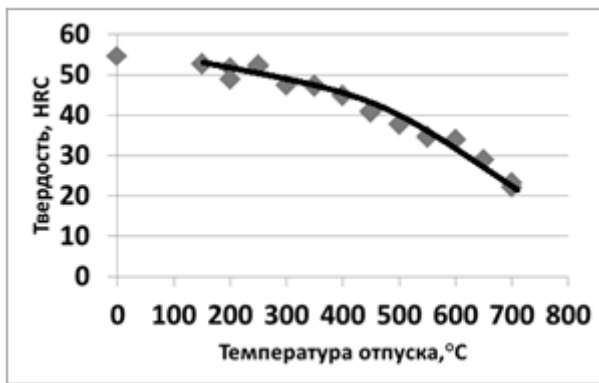
После отпуска при 150-250°C ударная вязкость для всех марок стали повышается до требуемых значений 35-45 Дж/см<sup>2</sup> по сравнению с закаленным состоянием, рис. 4, а затем наблюдается ее снижение.



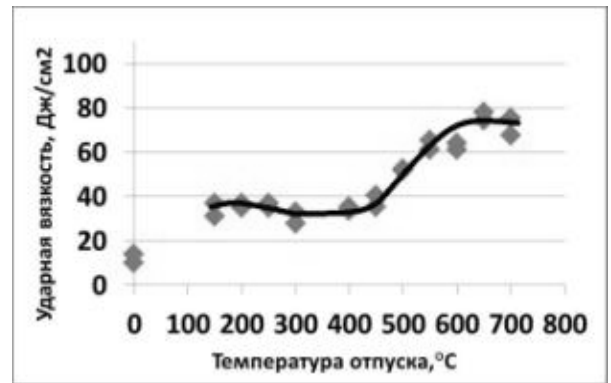
а



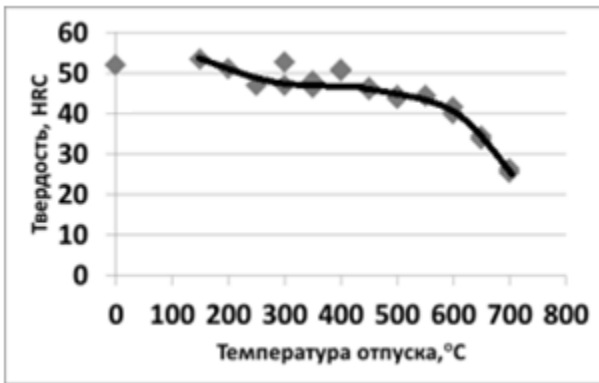
б



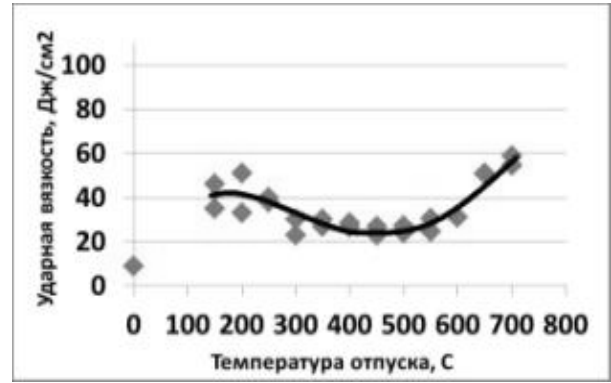
В



Г



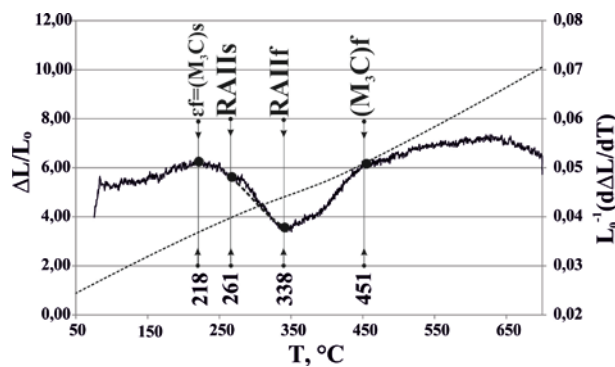
Д



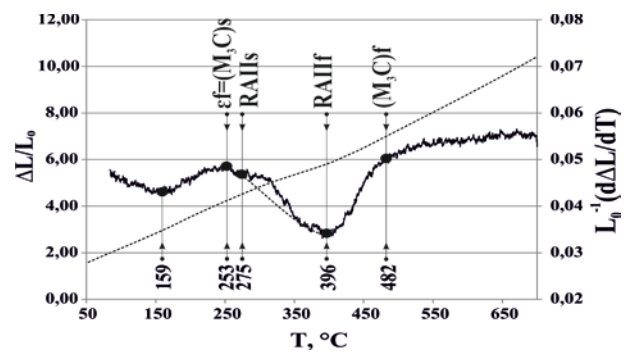
Е

Рисунок 4 – Зависимость твердости (а, в, д) и ударной вязкости (б, г, е) образцов листового проката от температуры отпуска продолжительностью 2 часа

Анализ дифференциальных кривых (рис. 5) позволяет заключить, что в исследованных сталях образование карбидов промежуточного типа при отпуске начинается при температурах значительно ниже 150°C. Завершение их образования в стали Б1200 происходит при температуре около 200°C, а в сталях Б1500 и Б1700 – около 250°C.



а



б

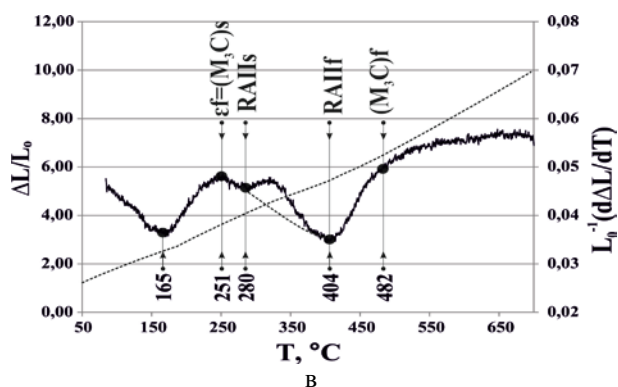
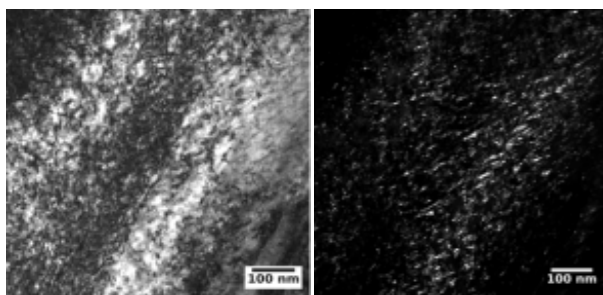


Рисунок 5 – Дифференциальные кривые, позволяющие описать структурные превращения в ходе отпуска закаленной среднеуглеродистой стали Б1200 (а), Б 1500 (б), Б1700 (в), где:  $\epsilon_f$  - конец образования  $\epsilon$ -карбидов;  $(M_3C)_s$  - начало образования цементита;  $RA_{ns}$  - начало превращения остаточного аустенита;  $RA_{nf}$  - конец превращения остаточного аустенита;  $(M_3C)_f$  - конец образования цементита

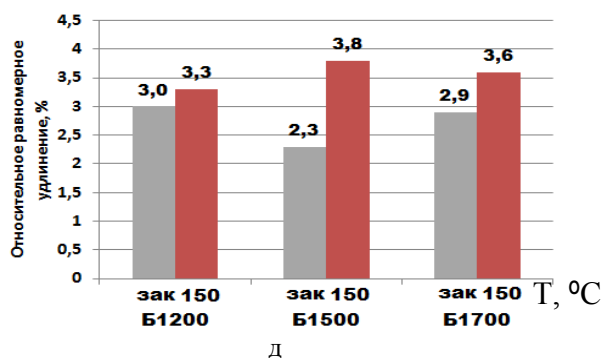
Изменения в характере распределения, объемной плотности и морфологии карбидных фаз оказывают влияние также на величину относительного равномерного удлинения (рис.6), которое может служить оценочным показателем для выбора режима отпуска. После отпуска при 150°C, рис. 6, а, б, когда наблюдается формирование карбидов промежуточного типа, расшифрованных методом одиночных рефлексов как  $Fe_{2,5}C$  (моноклинная решётка,  $a=11,56\text{\AA}$ ;  $b=4,57\text{\AA}$ ;  $c=5,06\text{\AA}$ ) и  $\epsilon$ -карбид (ГПУ,  $a=4,7\text{\AA}$ ;  $c=4,35\text{\AA}$ ), преимущественно внутри высокотемпературного мартенсита (размер карбидов  $\sim 56$  нм для стали Б1200 и  $\sim 13$  нм для стали Б1500 и Б1700, объемная плотность распределения  $7,5 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ ,  $8,8 \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$  и  $2,2 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ . соответственно), относительное равномерное удлинение имеет наиболее высокие средние значения для этих сталей – 3,3 – 3,8%, рис. 6, д. После отпуска при 300°C цементитные частицы располагаются преимущественно в речном мартенсите и имеют размеры от 7 до 164 нм, рис. 6, в, г. Объёмная плотность дисперсных частиц увеличивается от  $9,4 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$  до  $1,3 \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$  в зависимости от категории прочности стали и максимальна в стали Б1700.

Область выделения межречного цементита в прослойках остаточного аустенита в стали Б1200 составляет 220-450°C, а в более легированных сталях Б1500 и Б1700 – 250-480°C. При этих же температурах происходит превращение остаточного аустенита, приводящее к образованию цементита также по границам зерен, размеры карбидов достигают 180 нм. Это не позволяет достичь относительного равномерного удлинения выше 2,7%, рис. 6, е. Формирование карбидов цементитного типа по границам бывших аустенитных зерен и рек мартенсита приводит к охрупчиванию стали, рис. 6, в, г.



а

б



д

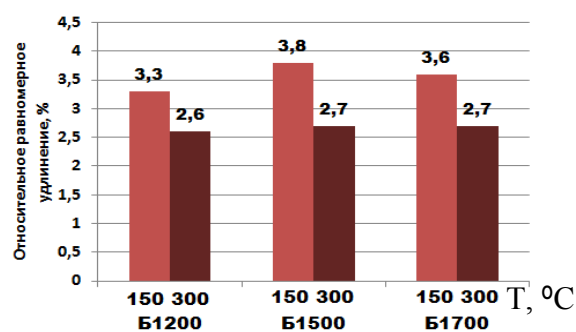
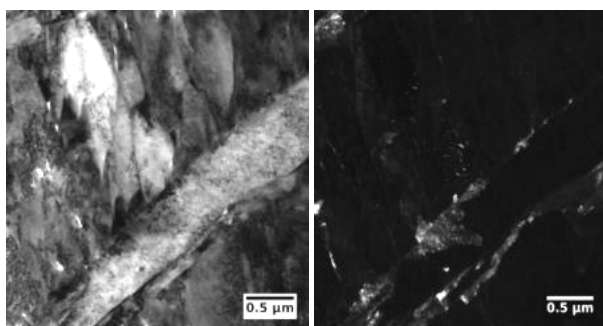


Рисунок 6 - Распределение карбидной фазы после отпуска при 150°C (а,б) и 300°C (в,г) в стали Б1700, а,в – светлопольное изображение, б,г – темнопольное изображение; (д) – средние значения равномерного удлинения после закалки и отпуска при 150°C, (е) - средние значения равномерного удлинения после отпуска при 150°C и 300 °C.

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  $\theta$ , а  $\lambda$ , причем различным значениям  $\lambda$  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. 7, а для сталей Б1500 и Б1700 показана зависимость относительной амплитуды ( $I/I_{\phi}$ , где  $I$  – амплитуда дифракционного пика,  $I_{\phi}$  – локальная амплитуда фона) дифракционного пика  $(220)_{\gamma}$  остаточного аустенита от температуры отпуска. Аналогичная зависимость для  $\alpha$ -фазы (мартенсит) представлена на рис. 7, б.

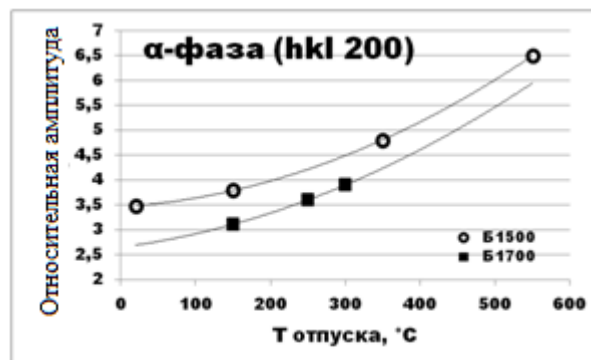
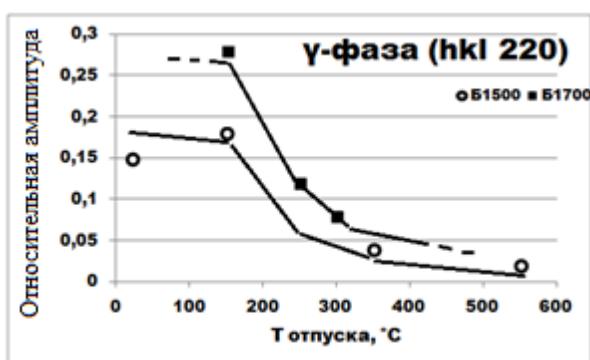


Рисунок 7 - Зависимость относительной амплитуды остаточного аустенита (а),  $\alpha$ -фазы (б) от температуры отпуска для сталей Б1500 и Б1700



По результатам исследований методом дифракции нейтронов подтверждается уменьшение доли остаточного аустенита при увеличении температуры отпуска. Это свидетельствует о его превращении, заключающемся в образовании  $\alpha$ -фазы и карбидов, что подтверждено ростом относительной амплитуды дифракционных пиков  $(200)_\alpha$  на рисунке 7, б. Наличие отчетливых пиков цементита ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) было выявлено только при температуре отпуска  $550^\circ\text{C}$ , рис. 8, а, б (при единственной исследованной температуре выше  $350^\circ\text{C}$ ).

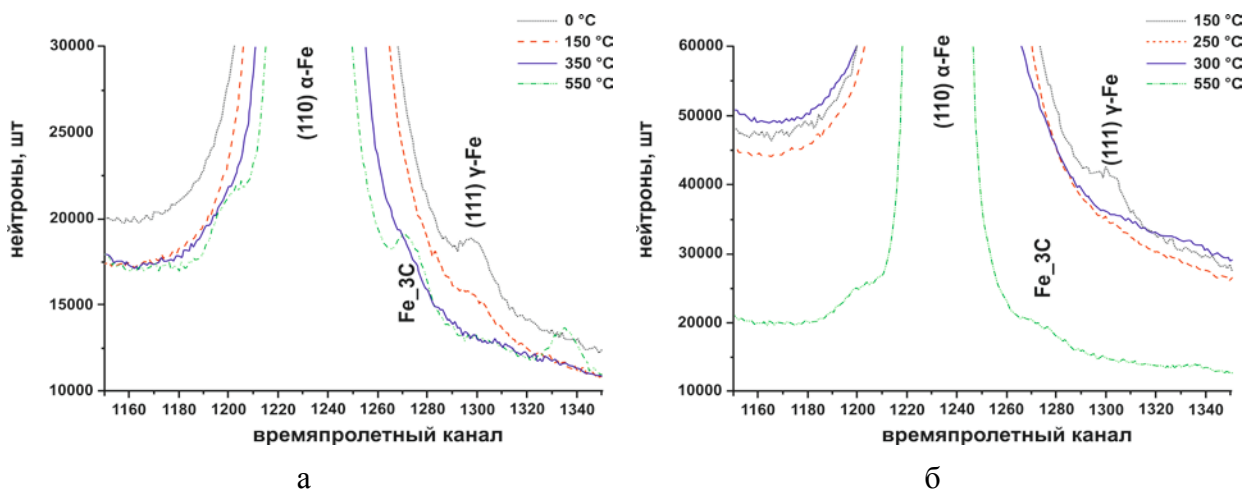


Рисунок 8 - Дифракционный пик цементита ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) при исследовании методом дифракции нейтронов (а) – сталь марки Б1500, (б) – сталь марки Б1700.

Испытания механических свойств листового проката после закалки и отпуска подтвердили полученные закономерности по влиянию изменения состояния карбидной фазы. По результатам исследований структуры и испытаний образцов на растяжение и ударный изгиб были определены режимы отпуска для получения требуемых свойств, который выполняется при температурах  $150\text{-}300^\circ\text{C}$  в зависимости от марки стали.

**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.

Разработана и опробована технологическая схема изготовления листового проката из стали с пределом текучести  $1200\text{-}1700$  МПа, состоящая из выплавки в индукционной печи и разливки в слитки,ковки их на молоте, прокатки на реверсивном стане, упрочняющей термической обработки (закалка и низкий отпуск) в камерных печах. Статистический анализ подтвердил высокое качество листового проката при оценке его механических свойств после разработанных режимов упрочняющей термической обработки. Требования по механическим характеристикам обеспечиваются в 95% диапазоне доверительного интервала.

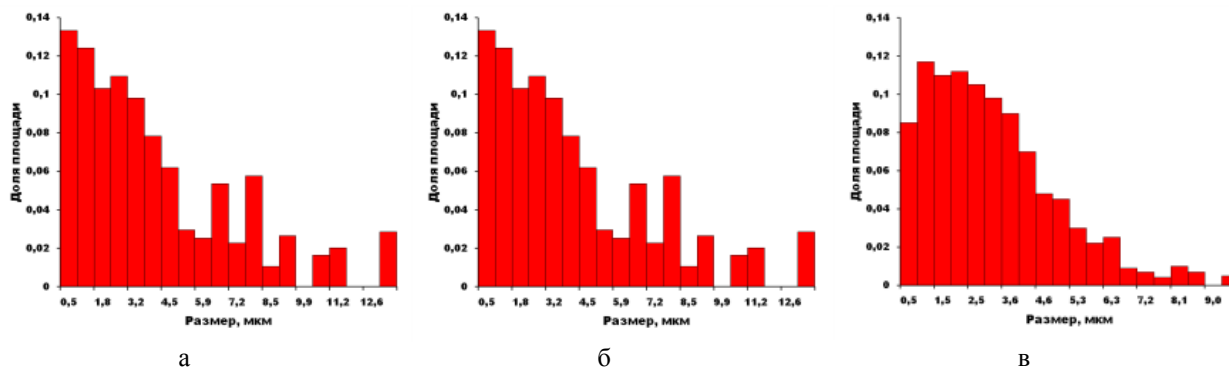
Для разработки режимов штамповки заготовок из листового проката новых высокопрочных сталей в сочетании с упрочняющей термической обработкой были проведены исследования методами EBSD – анализа микроструктуры, формирующейся в образцах при моделировании режимов для получения острой кромки (таблица 4, рис. 9), а также на реальных деталях после штамповки в промышленных условиях.

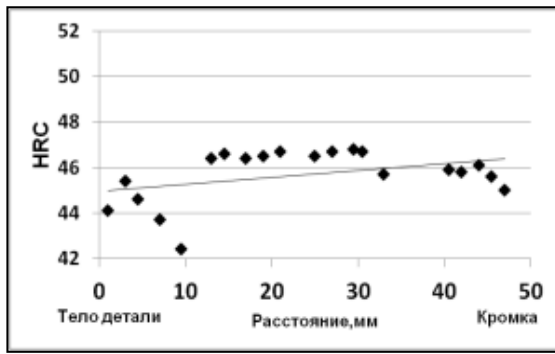
Закалка после горячей деформации с высокой скоростью приводит к изменению структуры стали в зависимости от температуры предшествующей обработки. При проведении горячей деформации на 78% при 1100°C со скоростью 100 с<sup>-1</sup> и после закалки от 900°C наблюдается увеличение размера структурных элементов (с 2,0 до 4,0 мкм), табл.4, что может быть обусловлено развитием собирательной рекристаллизации в процессе охлаждения после деформации и фазовым наклепом при нагреве под закалку. Под структурным элементом при таком анализе понимается кристаллографически определенная единица, разориентированная относительно других более чем на 5 градусов. При проведении горячей деформации на 78% со скоростью 100 с<sup>-1</sup> при температуре ниже температуры рекристаллизации – 950°C после закалки от 900°C также наблюдается увеличение размеров мартенситных блоков (от 1,5 до 2,5 мкм), однако менее интенсивное, что обусловлено протеканием преимущественно первичной статической рекристаллизации после деформации.

Таблица 4 –Результаты исследований структуры в острой кромке штампованных деталей

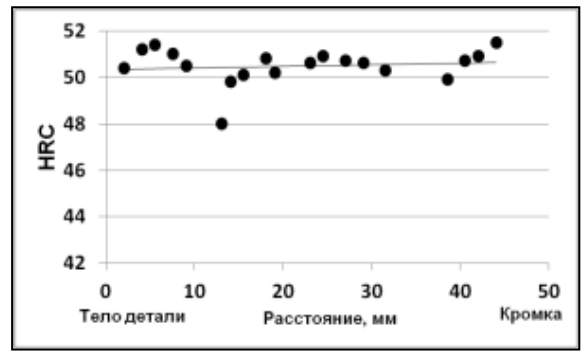
Обработка	Марка стали	Tдеф, °C	Скорость охл-я, °C/с	Tзак, °C	Средний размер структурного элемента, мкм
моделирование	Б1500	1100	5 до T=200°C	-	2,0
				900	4,0
		950		-	1,5
				900	2,5
в пром. условиях	Б1500	1070	-	900 +	2,9
	Б1200		низкий отпуск	3,2	

Структура острой кромки реальных деталей из стали марок Б1500 и Б1200, изготовленных на молотовом штампе с массой падающего груза 3000 кг, после двухстадийной штамповки при температуре 1070°C с последующей закалкой при 900°C и низким отпуском состоит из реечного мартенсита с размером структурных элементов, которые определены как мартенситные блоки, 2,9 – 3,2 мкм и обеспечивает средние значения твердости 50,5 и 46 HRC соответственно.





Г



Д

Рисунок 9 - Гистограммы распределения мартенситных блоков по размерам стали Б1500: (а) - после моделирования штамповки при 1100°С и закалки от 900°С, (б) - после моделирования штамповки при 950°С и закалки от 900°С, (в) - после двухстадийной штамповки на молоте при 1070°С, последующей закалки от 900°С и низкого отпуска; твердость рабочей кромки деталей из стали Б1200 (г) и Б1500 (д)

Исследования изменения величины зерна аустенита показали, что после горячей прокатки величина зерна составляет 110-150 мкм, после окончательной термической обработки образцов, вырезанных из штампованных деталей за 1 удар - 60-80 мкм; за 2 удара - 40-50 мкм. Такой характер изменения величины зерна говорит об эффективности формирования мелкозернистой структуры аустенита при двухстадийной деформации во время штамповки, даже с учетом небольшого роста зерна ввиду фазового наклепа при закалке.

На основании выполненных исследований разработана технология двухстадийной штамповки заготовок с регламентацией температуры нагрева не выше 1100°С, а также пауз между деформациями, необходимых для протекания статической рекристаллизации за 6-8 секунд.

Для проведения токарно-фрезерных и других операций над изделиями из новых высокопрочных сталей разработан и опробован режим разупрочняющей термической обработки, рис. 10. Твердость горячекатаного листового проката после разупрочняющего отпуска (650°С, 2-3 часа, охлаждение на воздухе) составляет не более 25 HRC для стали Б1200 и Б1500 и не более 40 HRC для стали Б1700.

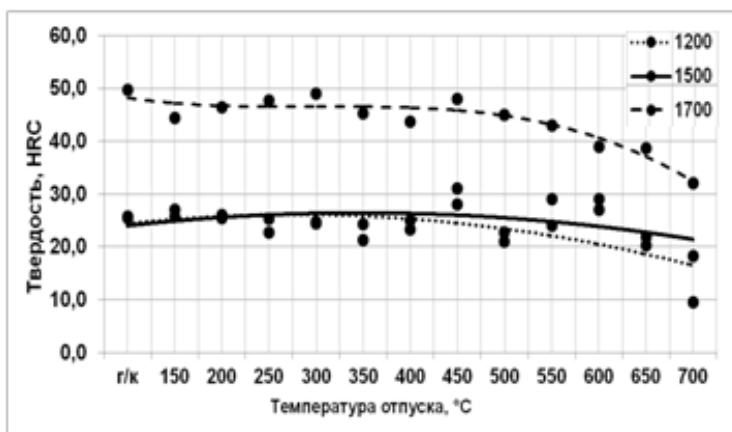


Рисунок 10 - Зависимость твердости от температуры отпуска образцов, вырезанных из горячекатаных листов (выдержка при отпуске 2 часа)

В качестве смягчающей обработки может быть использовано замедленное охлаждение в штампе и вышеуказанный режим отпуска, твердость после которого составляет 25-40 HRC. Окончательной обработкой деталей является термическая, состоящая из закалки и низкого отпуска по разработанным режимам.

Изготовлено более 90 деталей на молотовом штампе, и после термической обработки по разработанным режимам получены следующие механические свойства (таблица 5):

Таблица 5 – Механические свойства (средние значения) образцов штампованных заготовок после термообработки

Марка стали		$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	$\delta_p$ , %	KCU <sup>+20</sup> , Дж/см <sup>2</sup>	HRC
Б1200	min	1560	1340	8,0	34	2,4	30	43
	max	1730	1470	9,3	42	2,9	37	47
<b>Требования (не менее)</b>		<b>1350</b>	<b>1200</b>	<b>8</b>	-	-	<b>30</b>	<b>43</b>
Б1500	min	1810	1500	8,0	26	2,7	25	49
	max	1820	1540	10,1	41	3,4	40	50
<b>Требования (не менее)</b>		<b>1650</b>	<b>1500</b>	<b>8</b>	-	-	<b>25</b>	<b>48</b>
Б1700	min	2110	1705	10,5	30	3,4	37	52
	max	2230	1790	12,3	37	4,5	82	57
<b>Требования (не менее)</b>		<b>1850</b>	<b>1700</b>	<b>7</b>	-	-	<b>20</b>	<b>52</b>

Для натуральных полевых испытаний новых износостойких сталей были изготовлены лемехи плугов, стрелчатые лапы культиваторов, ножи овощных и картофельных градообразователей, диски бороны по двум схемам: 1) горячая прокатка – получение деталей штамповкой – окончательная термическая обработка; 2) горячая прокатка – изготовление деталей фрезеровкой и абразивной обработкой – окончательная термическая обработка.

**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.

Испытания на холодный изгиб показали способность образцов из разработанных сталей воспринимать деформацию при изгибе на угол 120° без разрушений на оправке диаметром не менее 8-10 толщин. Корреляций с величиной равномерного удлинения не выявлено.

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 стали 30ХГСА и 65Г, наиболее часто применяемые для почвообрабатывающих деталей, обеспечивают коэффициент относительной износостойкости не выше 1,09 и 1,15 соответственно по отношению к стали 45. Износостойкость импортных аналогов без покрытий ниже или на уровне разработанных материалов.

Результаты натуральных испытаний в полевых условиях показали, что рабочие органы деталей сельскохозяйственных машин, изготовленные из разработанных сталей, превосходят по ресурсу отечественные и импортные аналоги на 18-36%, а в некоторых случаях - более чем 60%. Кроме того, износ деталей без износостойкого покрытия сопоставим с износостойкостью деталей отечественного и импортного производства с наплавкой, что позволяет исключить операцию нанесения покрытий и сократить издержки на производство при сохранении высокого ресурса деталей.

Сравнительный металлографический и фрактографический анализ рабочей поверхности долот из стали марок 30ХГСА и Б1700 после эксплуатации, выполненный методами растровой электронной микроскопии, рис. 11, показал, что износ сталей при эксплуатации проходит по-разному.

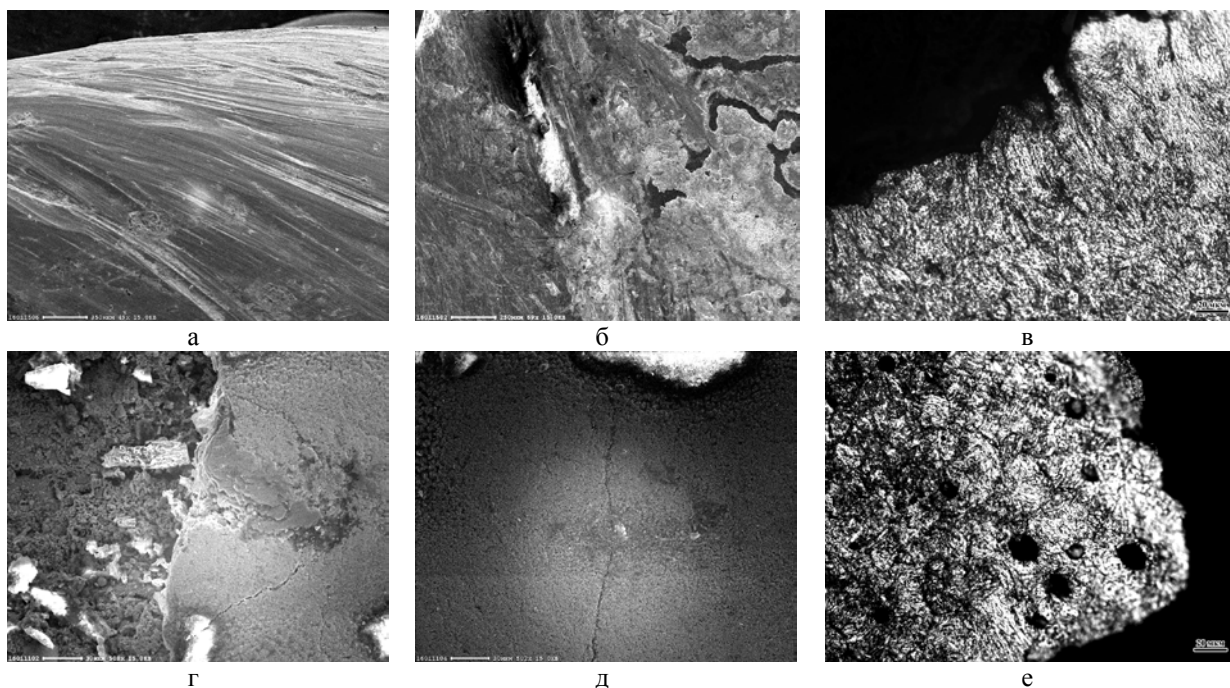


Рисунок 11 - Вид поверхности детали из стали 30ХГСА (а,б,в) и из стали Б1700 (в,г,д) после эксплуатации: (а) следы микрорезания и упруго-пластического деформирования, (б) следы вдавливания частиц почвы в поверхностный слой детали, (в) деформированный слой мартенсита со следами царапин у поверхности, вдавливание частиц почвы на площадке адгезионно-усталостного разрушения, (г) образование микротрещин при трении, (д) практически не деформированная мартенситная структура с мелкими вдавленными частицами почвы.

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 детали. На 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. Применение опытной стали позволяет увеличить глубину обработки почв с 17-19 до 20-22 см, что существенно повышает качество сельскохозяйственных работ или позволяет увеличить скорость обработки почв, что отвечает современным тенденциям в почвообработке.

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 отечественных износостойких микролегированных сталей Mn-Cr-Ni-Cu-Mo композиции легирования с содержанием углерода 0,30-0,45%, обеспечивающий после упрочняющей термической обработки предел текучести не менее 1200, 1500 и 1700 МПа и твердость на уровне 43-52 HRC.

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 двухстадийной 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 и 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 (закалки 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  $\epsilon$ -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  $\alpha$ -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/см<sup>2</sup>, 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/см<sup>2</sup>, 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/см<sup>2</sup>, 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, лемехи 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 настоящей работы 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.



### Основные результаты опубликованы в следующих научных трудах:

1. 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.
2. Рябов В.В., Хлусова Е.И. Исследование влияния технологии производства и уровня легирования высокопрочных сталей на их способность к холодной деформации / **Сталь.** - 2013. - №4. - С. 63-66.
3. Хлусова Е.И., Рябов В.В. Создание нового поколения сталей, обеспечивающих повышение ресурса эксплуатации высоконагруженных элементов сельскохозяйственной техники / Сборник тезисов международной ежегодной конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии», 17-19 июня 2013г., Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей». - С. 37.
4. Хлусова Е.И., Голосиенко С.А., Сошина Т.В. Рябов В.В. Разработка сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа для сельскохозяйственной техники с повышенным сроком эксплуатации / Сборник статей VIII Международной научной конференции «Инновации в технологиях и образовании»; 5-6 марта 2015 года, г. Белово; Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева. - С. 204-208.
5. Рябов В.В. Создание высокопрочных сталей с пределом текучести 1200, 1500 и 1700 МПа для сельскохозяйственной техники / Сборник тезисов конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии»; 17-19 июня 2015 года, Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей». - С. 22.
6. Хлусова Е.И., Голосиенко С.А., Мотовилина Г.Д., Рябов В.В. Новые стали для сельскохозяйственного машиностроения / **Металлург.** - 2015. - № 6. - С. 59-65.
7. Рябов В.В. Михайлов М.С. Исследование процесса карбидообразования в среднеуглеродистых высокопрочных сталях / **Новости материаловедения. Наука и техника.** - 2016г. - №1(19). - С. 3-9.
8. Измайлов А.Ю., Лобачевский Я.П., Сидоров С.А., Хорошенков В.К., Хлусова Е.И., Рябов В.В. и др. Новые материалы и технологии нанесения твердосплавных покрытий для деталей почвообрабатывающей техники / **Вестник российской сельскохозяйственной науки.** - 2016. - №2. - С. 66-69.
9. 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.** – 2016. - №2(86). - С. 7-19.
10. Хлусова Е.И., Линова Ю.В., Рябов В.В. Деформационная способность и разрушение среднеуглеродистых износостойких сталей после низкотемпературного отпуска / Сборник тезисов VIII евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур», Москва, 19-21 апреля 2016г.; МИСиС. - С. 29.
11. 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.

Подписано в печать 31.08.2016. Формат 60x48 1/16  
Печать - офсетная. Усл. п.л. 1,4. Уч.-изд. л 1.05.  
Тираж 90 экз. Заказ  
Отпечатано в типографии ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей"  
191015, Санкт-Петербург, улица Шпалерная, дом 49  
Лицензия на издательскую деятельность  
Лр№ 020644 от 13 октября 1997  
Тир.