

Российская академия наук
Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова

На правах рукописи

АНТОЩЕНКОВ АНДРЕЙ ЕВГЕНЬЕВИЧ

**РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ
ПО ПОВЫШЕНИЮ КАЧЕСТВА ПРОКАТНОГО ИНСТРУМЕНТА
СТАНОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук



Москва – 2007 г.

Работа выполнена на ОАО «Машиностроительный завод» г. Электросталь,
Электростальском политехническом институте и
Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

Научный руководитель:

доктор технических наук,
профессор

Блинов Виктор Михайлович

Официальные оппоненты:

доктор физико-
математических наук,
профессор

Капуткина Людмила Михайловна

доктор технических наук,
профессор

Ушаков Борис Константинович

Ведущая организация:

ГУП ФНПЦ «Прибор» г. Ногинск

Защита состоится «12» апреля 2007г. в 14 часов на заседании диссертационного Совета Д 002.060.01 в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН по адресу: 119991, г. Москва, Ленинский проспект, 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

Автореферат разослан «6» марта 2007 г.

Ученый секретарь диссертационного совета доктор
технических наук, профессор



В.М.Блинов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Цельнотянутые бесшовные тонкостенные трубы используются для изготовления деталей машин и оборудования ответственного назначения. К таким трубам предъявляются весьма жесткие требования по чистоте наружной и внутренней поверхности, геометрическим размерам, которые в свою очередь в значительной степени зависят от качества основных рабочих деталей станов холодной прокатки труб (ХПТ): роликов, оправок, направляющих планок.

В настоящее время прокатный инструмент станов ХПТ, используемых при производстве бесшовных тонкостенных труб, изготавливают из стандартных валковых сталей 90Х, 90ХФ, 90Х2МФ и др., а также из сталей близких к ним по составу 100Х, 100ХВГ, ШХ15. Широкое применение имеет шарикоподшипниковая сталь ШХ15, с повышенной чистотой по неметаллическим включениям, что способствует заметному увеличению контактной выносливости валков станов холодной прокатки листа, ленты, основных рабочих деталей станов ХПТ.

При использовании качественных заготовок стали ШХ15, в которых отсутствуют карбидная сетка, участки карбидной ликвации, резко выраженная карбидная полосчатость, а также при правильно проведенной термической обработке (закалке с низким отпускком на твердость 62 – 64 HRC), указанные выше детали прокатных станов характеризуются, в большинстве случаев, удовлетворительной работоспособностью. Однако постоянное увеличение эксплуатационных параметров станов холодной прокатки и станов ХПТ, связанное с ростом производительности и увеличением контактных напряжений в очаге деформации до 2200-2600 МПа, требует повышения усталостной прочности и износостойкости валковых сталей.

Целью работы являлось изучение условий работы основных рабочих деталей станов ХПТ (роликов, оправок, направляющих планок), используемых при производстве тонкостенных труб из нержавеющей сталей и разработка мероприятий по повышению качества и работоспособности этих деталей.

Для достижения поставленной цели решались следующие основные задачи:

- анализ причин выхода из строя роликов, оправок, направляющих планок станов ХПТ, изготавливаемых из стали ШХ15;
- разработка рекомендаций по повышению качества прокатного инструмента;
- поиск и разработка новых высокоэффективных валковых сталей карбидного и ледебуритного классов;
- использование радиально-сдвиговой прокатки (РСП) для повышения качества металла валковых сталей ледебуритного класса;
- опытно-промышленное опробование новых сталей и технологий при производстве высококачественного прокатного инструмента.

Научная новизна

1. На основе анализа причин пониженной стойкости роликов, оправок направляющих линеек станов ХПТ из стали ШХ15 сформулированы основные требования к материалам, из которых изготавливаются указанные детали.

2. Установлена количественная зависимость между твердостью и производительностью основных рабочих деталей станов ХПТ.

3. Разработаны режимы термической обработки, позволяющие повысить твердость прокатного инструмента станов ХПТ из стали ШХ15 с 57-60 HRC до 64- 66 HRC. При этом производительность роликов возрастает в ≈ 2 раза.

4. Установлено, что после высокого отпуска (680-700°C – 10-12 часов) предварительно отожженных по стандартному режиму горячекатаных заготовок стали ШХ15, в структуре отсутствуют участки пластинчатого перлита, что способствует повышению механических свойств изделий и контактной выносливости деталей станов ХПТ.

5. Показано, что замена перлитной стали ШХ15 на стали ледебуритного класса (160Х12М и Р6М5) позволяет дополнительно повысить производительность прокатного инструмента станов ХПТ.

6. Использование радиально-сдвиговой прокатки на больших углах позволяет сформировать в поверхностном рабочем слое валковых сталей ледебуритного класса структуру естественного композиционного материала: мартенситной матрицы ($H_v=6000-7500$ МПа) с равномерно распределенными в ней дисперсными частицами легированных карбидов ($H_v=15000-32000$ МПа).

7. Анализ природы и механизма образования «белой зоны» в поверхностном активном слое тяжелонагруженных рабочих валков станов холодной прокатки показал технико-экономическую целесообразность снятия их с эксплуатации до момента образования трещины на границе «белой зоны» и основного металла с последующим длительным низкотемпературным отпуском для снятия напряжений. При этом в активном рабочем слое валка сохраняется «белая зона», характеризующаяся исключительно высокой твердостью.

Практическая ценность

На основе анализа различных факторов, оказывающих влияние на качество основных рабочих деталей станов ХПТ (роликов, оправок, направляющих планок) разработана технология термической обработки этих изделий на твердость 64-66 HRC, позволяющая повысить их производительность в ≈ 2 раза в условиях цеха № 42 ОАО «Машиностроительный завод» г. Электросталь.

Разработана технология бездеформационной закалки длинномерных изделий (оправок станов ХПТ) в штампах, исключая горячую ручную правку, повышающая качество поверхности и снижающая припуск под окончательную шлифовку.

Показана целесообразность использования в качестве материала для изготовления прокатного инструмента станов ХПТ сталей ледебуритного класса (160Х12М, Р6М5 и др.)

Апробация работы

Основные результаты работы доложены на:

1. Всероссийской научно-технической конференции МГТУ им. Н.Э.Баумана, г. Москва, 14-15 апреля 2004 года.

2. IV Международном конгрессе «Машиностроительные технологии'04», Болгария, г. София, сентябрь 2004г.

3. Всероссийской научно-технической конференции «Состояние, проблемы и перспективы развития металлургии и обработки металлов давлением», МГВМИ, г. Москва, 21-22 ноября, 2006 года.

4. 7-ой Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике» г. Санкт-Петербург, 10-11 октября, 2006г.

5. Первой международной конференции «Деформация и разрушение материалов», ИМет РАН г. Москва, 15 ноября 2006г.

Публикации

По теме диссертации опубликовано 13 работ.

Объем работы

Диссертация состоит из введения, 6 глав и выводов, изложена на страницах машинописного текста, содержит 56 рисунков, 29 таблиц и список литературы из 115 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность проблемы повышения работоспособности и качества прокатного инструмента станов ХПТ (рисунок 1), используемых для производства бесшовных тонкостенных труб специального назначения из нержавеющей стали.

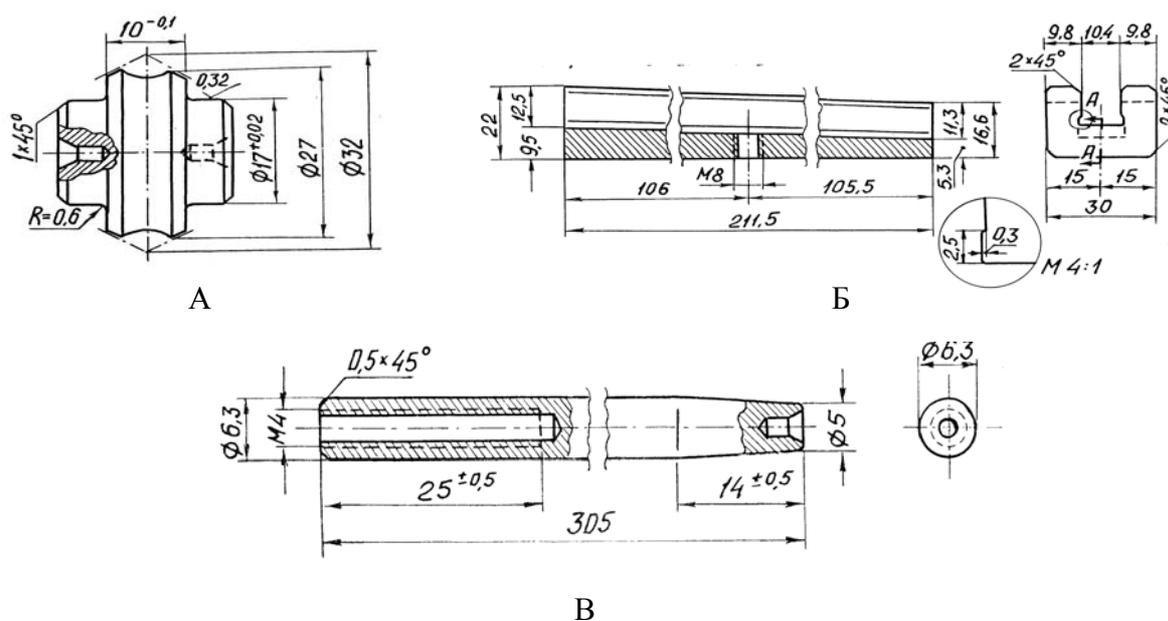


Рисунок 1 - Основные детали прокатного инструмента станов ХПТ:

А – ролики; Б – опорные планки; В – оправки

Первая глава представляет аналитический (литературный) обзор перспективных направлений в создании высокоэффективных валковых сталей с учетом требований к материалам валков, роликов, оправок и других основных рабочих деталей станов холодной прокатки листа, ленты, станов ХПТ. На основании проведенного анализа литературных данных и требований конкретного производства (цех № 42 ОАО «МСЗ» г. Электросталь) сформулированы задачи данного исследования.

Во второй главе дано обоснование выбора материалов (сталей ШХ15, 160Х12М, Р6М5, ЭП-682-Ш) для решения поставленной задачи и изложены методы исследования, использованные в работе.

В связи с решением проблем производственного характера для проведения экспериментов был использован металл промышленных плавов ОАО «Металлургического завода Электросталь», основного поставщика заготовок для производства деталей прокатного инструмента в цехе № 42 ОАО «Машиностроительный завод».

Химический состав исследуемых сталей ШХ15, 160Х12М, Р6М5 и ЭП-682-Ш промышленных плавов приведен в таблицах 1-4.

Для термической обработки роликов, оправок и опорных плавков (рисунок 1) использовали оборудование (печь СН-6.12.4/10) и приспособления (закалочные «корзины») цеха № 42 ОАО «МСЗ», а также специально разработанную оснастку (кассеты и контейнеры для «безокислительного» нагрева) и печи ПН-15 с плотно закрывающимся загрузочным отверстием цеха испытаний ОТК завода «Электросталь». Точность регулирования температуры в указанных печах $\pm 4 \div 6^\circ\text{C}$ (в интервале температур 300-950°C).

Таблица 1 - Химический состав образцов*) 10-ти промышленных плавков стали ШХ15

№ плавки	Содержание основных элементов и примеси, % вес.							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
ГОСТ 801-78	0,95 1,05	0,17 0,37	0,20 0,40	н.б. 0,020	н.б. 0,027	1,30 1,65	н.б. 0/30	н.б. 0,25
1	0,98	0,31	0,30	0,004	0,012	1,45	0,10	0,14
2	1,00	0,36	0,23	0,005	0,015	1,40	0,11	0,10
3	1,02	0,29	0,29	0,006	0,013	1,41	0,10	0,10
4	0,97	0,33	0,29	0,004	0,017	1,46	0,10	0,10
5	1,00	0,35	0,37	0,005	0,016	1,38	0,11	0,07
6	1,01	0,35	0,39	0,006	0,012	1,44	0,10	0,08
7	0,98	0,28	0,26	0,007	0,018	1,42	0,08	0,08
8	0,99	0,31	0,27	0,004	0,013	1,38	0,14	0,11
9	0,98	0,31	0,26	0,005	0,021	1,43	0,10	0,09
10	1,00	0,28	0,32	0,004	0,016	1,41	0,15	0,12

*) Содержание титана в плавках от 0,001 до 0,004%

Таблица 2 - Химический состав металла промышленных плавков стали 160Х12М, использованного для изготовления роликов и оправок и химический состав металла японского валка (сталь RFE, аналог 160Х12М)

№ плавки (условн.)	Содержание основных элементов и примесей, % вес.							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu
ГОСТ 5950-73	1,45 1,65	0,15 0,35	0,15 0,40	11,0 12,5	0,40 0,60	0,15 0,30	н.б. 0,35	н.б. 0,30
пл.1 Ø 9мм оправки	1,52	0,32	0,31	11,35	0,48	0,22	0,32	0,12
пл.2; Ø 40мм ролики	1,56	0,29	0,30	11,05	0,51	0,21	0,30	0,11
Японский валок- Ø 50мм	1,51	-	-	10,95	0,69	0,08	-	-

Таблица 3 - Химический состав металла быстрорежущей стали Р6М5, используемого для изготовления роликов

Плавка ГОСТ	Содержание основных элементов, % вес.							
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Ni
ГОСТ 19265-73	0,80 0,88	н.б. 0,50	н.б. 0,40	3,8 4,4	5,5 6,5	5,0 5,5	1,7 2,1	н.б. 0,40
Плавка ДШ 12299	0,84	0,37	0,37	3,94	6,21	5,06	2,0	0,30

Металл электрошлакового переплава (плавка ДШ-12299) слиток Ø320мм прокован и прокатан на заготовку Ø80мм, которая прошла радиально-сдвиговую прокатку на размер Ø40мм

Таблица 4 - Химический состав металла быстрорежущей стали ЭП-682-Ш, используемого для изготовления роликов (плавка-1) и матриц штампов (плавка-2)

Плавка ТУ	Содержание основных легирующих элементов, % вес.								
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Co	Ni
ЧМТУ 1-331-68	1,15	н.б.	н.б.	3,8	12,0	2,0	3,0	9,5	н.б.
	1,30	0,40	0,50	4,5	13,5	2,5	3,5	10,5	0,40
Плавка-1 ролики	1,27	0,25	0,31	3,89	12,55	2,48	3,09	9,55	0,20
Плавка-2 матрицы	1,30	0,22	0,30	3,81	12,35	2,50	3,12	10,12	0,22

Металл плавки «2», предназначенный для изготовления матриц штампов прошёл радиально-сдвиговую прокатку с \varnothing 90мм на \varnothing 60мм, после чего заготовка \varnothing 60мм была прокована на сутунку сечением 30х60мм.

Низкий отпуск в интервале температур 100-300°C проводили в лабораторных печах; точность регулирования температуры $\pm 2^\circ\text{C}$.

Нагрев под закалку роликов, оправок и линеек из быстрорежущих сталей Р6М5 и ЭП-682-Ш осуществляли в соляной ванне (BaCl_2). Точность регулирования температуры закалки образцов и изделий из стали Р6М5 $1220^\circ\pm 8^\circ\text{C}$. Для определения обезуглероживания на образцах свидетелях использовали две малых соляных ванны на температуры 200°C (состава 50% KNO_3 и 50% NaNO_2) и 600°C (состава 50% NaNO_3 и 50% KNO_3).

Для изучения структурного состояния, комплекса физико-механических свойств, фазового состава, состояния поверхностного слоя изделий и образцов использовали следующие методы исследования и испытаний:

- металлографический анализ изделий и образцов, включая цветную металлографию, с использованием микроскопов НЕОРНОТ-32 и МИМ-8.

- метод просвечивающей электронной микроскопии с применением английского электронного микроскопа EM6G (ускоряющее напряжение 100кВ).

- для измерения твёрдости в качестве основного оборудования использовали прибор Роквелла с алмазным конусом при нагрузках 1500 Н и 600 Н, а также с индетором-стальным закаленным шариком диаметром 1/16" при нагрузке 1000 Н.

Твёрдость измеряли также на прессе Бринелля (индентер - стальной закалённый шарик \varnothing 10 мм, нагрузка 30000 Н); приборах Виккерса (при нагрузке 10 Н) и ПМТ-3 (для измерения твёрдости микрообъёмов с различной структурой на металлографических шлифах).

- испытания на растяжения на стандартных 5-кратных («гагаринских») образцах диаметром 5мм и 3мм, а также микрообразцах диаметром 2мм и 1,5мм. Испытания проводили на машине ИМ-12 с механическим силоизмерителем и масштабом деформации 100:1.

- ударную вязкость определяли на образцах с U-образным надрезом на копке МК-30 с максимальной энергией удара 300Дж.

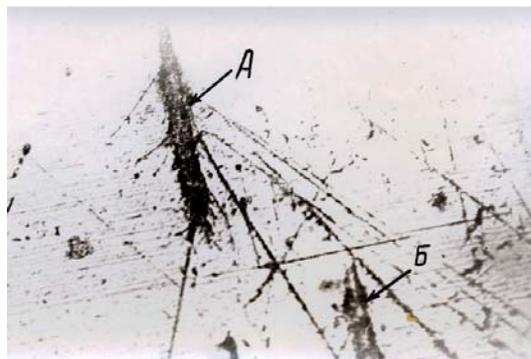
- оценку качества и состояния рабочих поверхностей роликов, оправок и опорных планок осуществляли с использованием металлографического микроскопа МИМ-8 и бинокулярного микроскопа МБС-9 при увеличениях $\times 20$, $\times 60$, $\times 100$ и $\times 250$. Степень шероховатости (класс чистоты) поверхностей определяли на приборе «Tester-1000» фирмы «Hommelwerke» (ФРГ).

- количество магнитной фазы в материале тонкостенных труб (сталь 12Х18Н10Т), образующейся в процессе холодной пластической деформации определяли на магнитометре конструкции ЭПИ МИСиС, помещая исследуемые образцы в цепь магнитопровода вторичной обмотки лабораторного трансформатора.

В третьей главе приводится анализ причин пониженной стойкости прокатного инструмента станов ХПТ, изготовленных из стали ШХ15.

Исследование поверхностных дефектов, образующихся в процессе изготовления и эксплуатации роликов, оправок, опорных планок показало:

1. Чистота поверхностей деталей прокатного инструмента после их изготовления соответствует 9-10 классу ($Ra=0,2-0,1\text{мкм}$). Однако на оправках в ряде случаев были обнаружены грубые вмятины («забоины» - рисунок 2-А), оставленные рихтовочным инструментом в процессе горячей правки, после извлечения оправок из масляного бака при температуре 250-300°C. По различным литературным данным температура начала мартенситного превращения $M_n=200-245^\circ\text{C}$ (при закалке с температур 820-860°C). Таким образом, ручная рихтовка начинается в тот момент, когда металл оправок представляет собой метастабильный аустенит с твёрдостью $HV=2000-2500\text{ МПа}$. Поэтому рихтовочный инструмент должен быть из красной меди $HV=800\div 1200\text{ МПа}$, что не всегда соблюдается.



А



Б



В

Рисунок 2 - Дефекты на поверхности прокатного инструмента из стали ШХ15:

А - следы рихтовочного инструмента (А и Б) на поверхности полностью готовой к работе оправки; Б – грубые риски на поверхности работавшей оправки, оставленные абразивными частицами, попавшими в смазку; В - выкрашивание поверхности ролика в процессе работы, низкая контактная выносливость – следствие пониженной твердости

2. На поверхности оправок, отработавших свой ресурс, были обнаружены грубые риски, оставленные частицами абразива (рисунок 2-Б). В результате было рекомендовано снабдить систему смазки масляными фильтрами.

3. Характерным дефектом работающих оправок является кольцевая выработка глубиной несколько микрон на длине рабочей части $\sim 10\text{мм}$ (так называемое «седло»). Эта выработка является следствием локального разогрева поверхности оправки до температур 300-350°C при проскальзывании по ней трубной заготовки или из-за наличия на ней дефектов в виде утолщений. В этом месте твёрдость материала оправки резко снижается и появляется кольцевая выработка («седло»).

Устранить такой дефект можно только посредством перехода от низколегированной стали ШХ15 к высоколегированным теплоустойчивым сталям типа «X12» или быстрорежущим.

4. Основным дефектом, приводящим к выходу из строя всех деталей прокатного инструмента, является выкрашивание металла на рабочей поверхности (рисунок 2-В). Причина – недостаточная контактная выносливость, что в свою очередь является следствием пониженной твёрдости (таблица 5).

Таблица 5 - Виды дефектов и причины выхода из строя прокатного инструмента

Наименование инструмента	Вид дефекта	Причина появления дефекта
Ролики	1. Износ цапф роликов. 2. Износ (выкрашивание) металла на рабочей поверхности («ручье») роликов. 3. Разрушение цапф роликов.	1. Следствие пониженной твёрдости цапф и опорных планок. 2. Низкая контактная выносливость – следствие пониженной твёрдости металла роликов. 3. Очень низкая твёрдость металла роликов (54-56 HRC).
Оправки	1. Грубые риски на поверхности готовой, но не работавшей оправки. 2. Локальный кольцевой износ на длине ~10мм («седло»). 3. Продольные риски с вмятинами после работы оправки. 4. Кривизна, превышающая допуск (0,2мм). 5. Выкрашивание поверхности.	1. Следы рихтовочного инструмента, появившиеся в процессе горячей правки. 2. Локальный разогрев поверхности оправки при проскальзывании по ней трубной заготовки. 3. Следы абразивных частиц, попавших в смазку. 4. Сильная поводка при закалке. Температура оправки вынутой из масла не более 100-120°C (надо 250-300°C). 5. Недостаточная контактная выносливость – следствие пониженной твёрдости.
Опорные планки	1. Занижение рабочего профиля. 2. Выкрашивание металла на рабочей поверхности («дорожке качения»).	1. Интенсивный износ металла вследствие остатков обезуглероженного слоя и пониженной твёрдости. 2. Пониженная контактная выносливость – результат пониженной твёрдости металла.

Чаще всего из строя выходят ролики станов ХПТ. Поэтому основное внимание в данной работе уделялось повышению работоспособности (стойкости) роликов.

На рисунке 3 представлено распределение твёрдости 47 роликов, изготовленных из стали ШХ15 в период с 2000 по 2002 год. Средняя твёрдость 58 ± 2 HRC значительно ниже твёрдости деталей шарикоподшипников 63 ± 1 HRC.

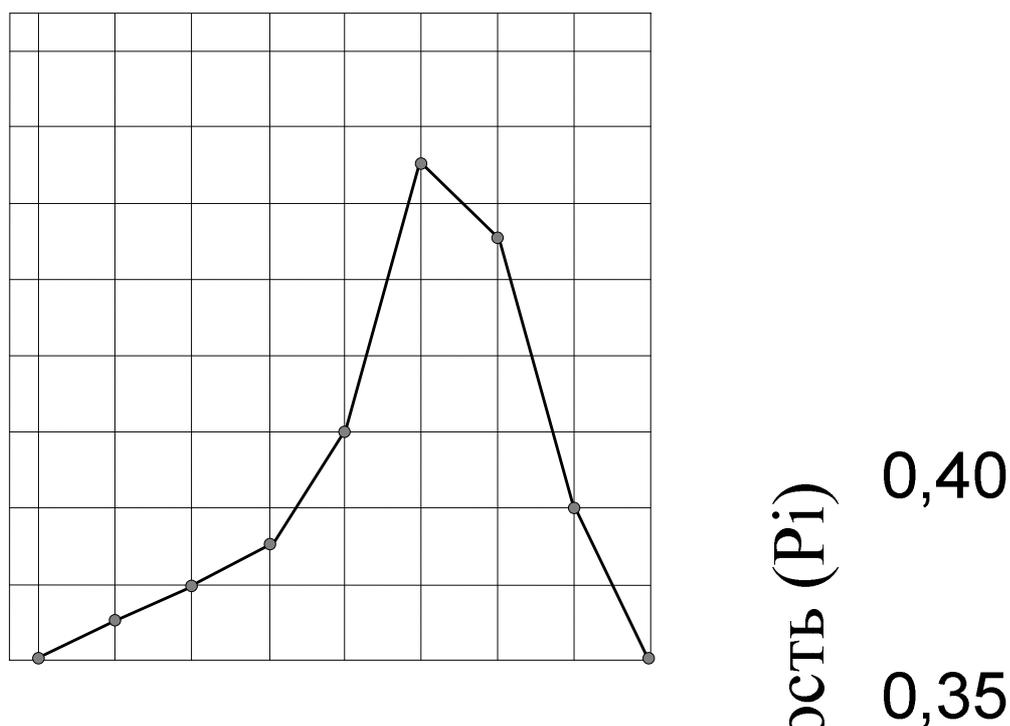


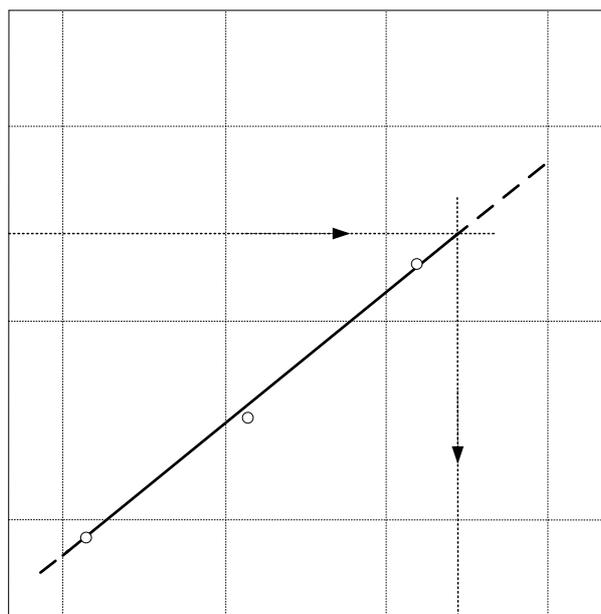
Рисунок 3 – Значения твердости 47 роликов, изготовленных из стали ШХ15 за 3 года в период с 2000 по 2002 год по принятой в цехе № 42 ОАО «МСЗ» технологии

На рисунке 4 представлена зависимость твёрдости от максимального контактного напряжения (σ_k), обеспечивающего устойчивую работу валков холодной прокатки. Для устойчивой и прогнозируемой работы роликов станов ХПТ при контактных напряжениях 2400-2600 МПа необходима твёрдость более 64,5 HRC. Сталь 12Х18Н10Т, из которой посредством холодной раскатки заготовок, изготавливают тонкостенные трубы, несмотря на низкую исходную твёрдость ($HV \approx 1500$ МПа) быстро упрочняется в процессе холодной пластической деформации за счет, наклёпа аустенита и образования мартенсита деформации (до 40%). При этом твёрдость возрастает до $HV = 3500-4000$ МПа. В результате контактные напряжения в очаге деформации по данным цеха № 42 достигают значений 2500 МПа.

Ролики (рисунок 3) были разбиты на три группы по уровню твёрдости и для каждой такой группы были рассчитаны средняя твёрдость и производительность (количество прокатных труб в метрах). Результаты, представленные на рисунке 5, показывают:

1. Производительность роликов от величины их твердости (рисунок 5) аналогична зависимости контактной выносливости от твёрдости (рисунок 4).

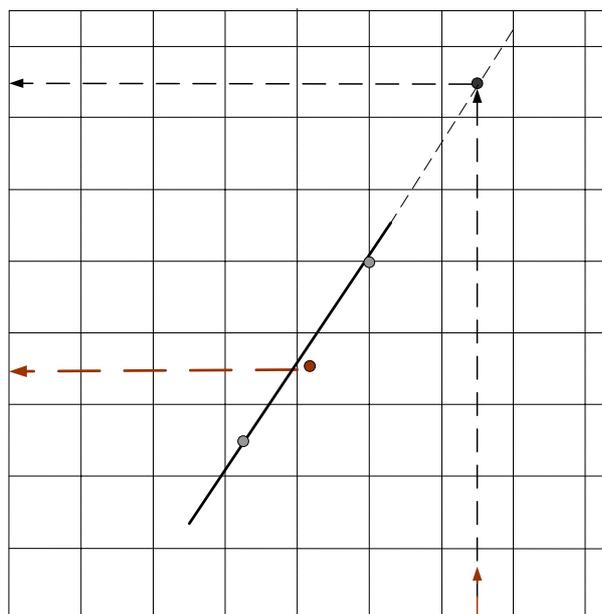
2. Повышение твёрдости до среднего его значения у шарикоподшипников (63 HRC) позволит в ~ 2 раза повысить производительность роликов станов ХПТ, изготовленных из стали ШХ15.



Контактное напряжение (σ_k), МПа

3000

Рисунок 4 - Влияние твердости образцов из валковой стали 90X на максимальное контактное напряжение, обеспечивающее их устойчивую работоспособность (данные В.П.Полухина)



2000

Рисунок 5 - Зависимость производительности исследованных роликов из стали ШХ15 от их твердости

Исследования показали, что основными причинами пониженной твердости деталей прокатного инструмента станов ХПТ являются:

1. Неудовлетворительная закаливаемость роликов из стали ШХ15.
2. Завышенная температура отпуска (180-200°C); в то время как для деталей шарикоподшипников отпуск производят при 140-160°C.

1000

3. Наличие у полностью готовых к эксплуатации изделий остатков обезуглероженного слоя, не удаленных полностью при финишном шлифовании.

Пониженная закаливаемость образцов и изделий из стали ШХ15 при закалке их в масле отмечается как отечественными, так и зарубежными исследователями. Так, японские ученые, получив, посредством многократного электронно-лучевого переплава, исключительно чистую по неметаллическим включениям шарикоподшипниковую сталь, обнаружили, что в процессе работы подшипников, изготовленных из такой стали, разрушение начинается по микрообъемам с бейнитной структурой, обладающих более низкой твёрдостью (45-50 HRC) по сравнению с основной массой мартенсита (63-64 HRC).

В цехе № 42 ОАО «Машиностроительного завода» для нагрева и закалки в масле ролики помещают в «корзины», представляющие собой металлические коробки с отверстиями в стенах и днище. Это в значительной степени затрудняет циркуляцию масла вокруг роликов, которые уложены практически вплотную друг к другу на дне «корзины».

Анализ диаграммы изотермического распада аустенита стали ШХ15 (рисунок 6) показывает, что при закалке в масле как минимум два фактора способствуют снижению твёрдости: 1- прохождение через область, где из аустенита выделяются вторичные карбиды «А→К» - рисунок 6 и 2 – частичное бейнитное превращение из-за того, что при закалке в масле скорость охлаждения оказывается меньше критической (рисунок 6).

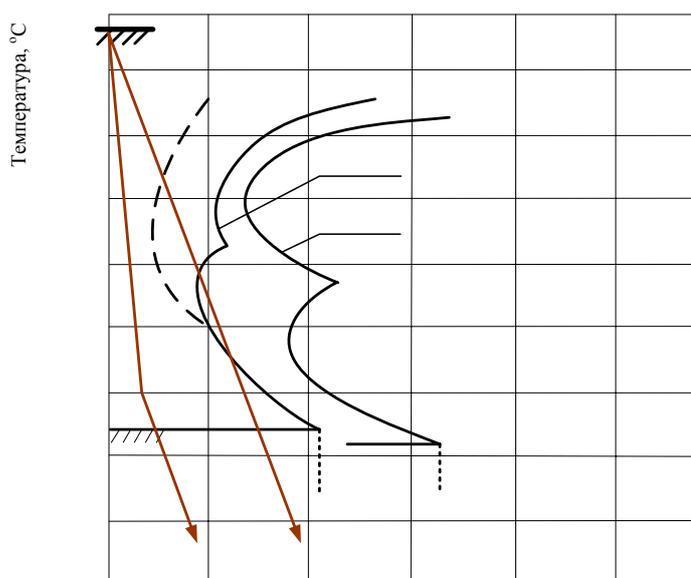
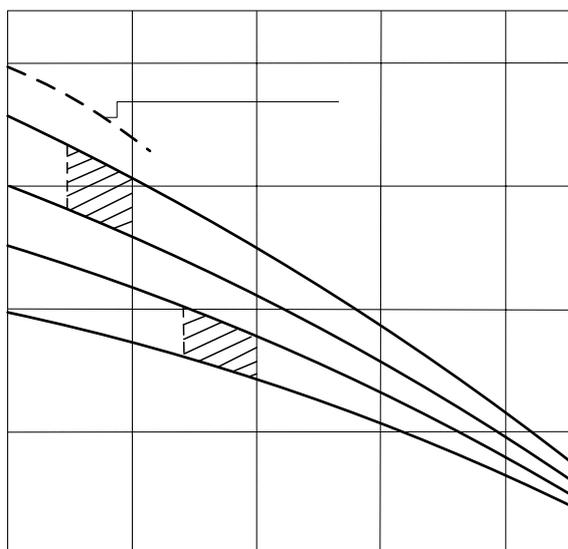


Рисунок 6 - Диаграммы изотермического распада аустенита (начало распада) сталей ШХ15 и ШХ15СГ; схема скоростей охлаждения при закалке в масле и «через воду в масло» (А.А.Попов и Л.Е.Попова)

Завышенная температура отпуска 180-200°C способствует дополнительному снижению твёрдости. На рисунке 7 представлена зависимость твёрдости от температуры отпуска образцов стали ШХ15, закаленных на различную твёрдость. При некачественной закалке с отпуском при 180-200°C твёрдость составляет 57,5-60,0 HRC (рисунок 7 – заштрихованная область), что полностью соответствует распределению твердости роликов цеха № 42 на рисунке 3 (56-60 HRC). Правильно проведенная закалка и отпуск при 140-160°C позволяют получить твёрдость 62,5-65,5 HRC, т.е. твёрдость близкую из твёрдости деталей шарикоподшипников (62-64 HRC).



HRC

68

Рисунок 7 - Изменение твердости в процессе отпуска стали ШХ15 закаленной на различную температуру (данные В.М.Доронина)

Твердость, HRC

64

В четвертой главе представлена новая технология, позволяющая повысить качество прокатного инструмента из стали ШХ15.

Из рисунков 3 и 4 следует, что основным показателем качества прокатного инструмента является твердость. Данные торцевой закалки образцов стали ШХ15 показывает, что твердость изделий из этой марки после достаточно резкого охлаждения в процессе закалки может достигать 68,5 HRC. Поэтому в данной работе была поставлена задача - в максимальной степени реализовать потенциальные возможности стали ШХ15. В связи с этим были устранены такие «побочные» факторы как:

1. Пониженная скорость охлаждения роликов, помещенных в корзины;
2. Остатки обезуглероженного слоя на поверхности полностью готовых к эксплуатации изделий.

Для этого ролики фиксировали в кассетах, оставляющих свободными при охлаждении в масле рабочие поверхности ручья и цапф. Кассеты для нагрева помещали в контейнеры, имеющие специальные камеры, заполняемые смесью чугушной стружки и древесного угля. В результате обезуглероженный слой на поверхности роликов из стали ШХ15 отсутствовал, в то время как при нагреве в корзинах в печи СНЗ-6.12.4/10 он составлял 0,20 – 0,35 мм, а в ПН-15 - 0,05- 0,10 мм.

Применение кассет и контейнеров позволило получить стабильные значения твердости 65÷66 HRC.

В таблице 6 приведены данные по твердости закаленных в масле образцов 10-ти промышленных плавок стали ШХ15 (состав приведен в таблице 1). Образцы проходили обычную закалку с нагревом в печах ПН-15, при которой в закалочный бак сбрасывали сразу все образцы. После измерения твердости поверхность образцов шлифовали для удаления обезуглероженного слоя и проводили повторное измерение твердости. Вторую партию образцов тех же плавок закачивали поштучно, обеспечивая тем самым одинаковое и достаточно интенсивное омывание маслом их поверхности. Последний вариант (см. таблицу 6) показал самую высокую твердость при минимальном разбросе ее значений $\Delta \text{HRC}=1,5$.

60

56

52

Таблица 6 - Твердость стали ШХ15 10-ти промышленных плавков после стандартной и отдельной закалки образцов (от каждой плавки отбирали по 5 образцов)

№ плавки усл.	Твердость HRC стандартная закалка	HRC после шлифовки на 0,3 мм	HRC после отдельной закалки и шлифовки
1	62.0-64.5	63.5-64.4	65.5-66.0
2	63.0-64.0	64.0-64.5	65.5-66.0
3	60.5-63.5	63.0-64.0	65.0-66.0
4	62.0-63.5	64.0-64.5	65.0-66.5
5	62.5-64.5	64.0-64.5	66.0-66.5
6	63.5-65.0	64.5-65.0	65.5-66.0
7	63.5-64.5	64.0-64.5	65.0-66.5
8	63.5-64.0	63.5-64.5	65.0-65.5
9	64.0-64.5	64.0-64.5	65.0-66.0
10	63.0-64.5	64.0-64.5	65.0-66.0
min и max значения HRC по 10-ти плавкам	60.5-65.0 $\Delta=4.5$	63.0-65.0 $\Delta=2.0$	65.0-66.5 $\Delta=1.5$

Так как на прокаливаемость стали ШХ15 кроме основного легирующего элемента хрома оказывают влияние постоянные примеси кремний и марганец, а также случайные, и, прежде всего никель и медь, было изучено влияние суммарного содержания этих элементов на закаливаемость стали ШХ15. Из 10-ти промышленных плавков, состав которых представлен в таблице 1, были отобраны пять значительно отличающихся по содержанию суммарного количества хрома, марганца, кремния и остаточного никеля (таблица 7).

Таблица 7 – Твердость после закалки, содержание легирующих элементов и суммарное содержание основных примесей, влияющих на прокаливаемость

Содержание основных легирующих элементов и примесей, %					Cr+Mn+Ni+Si	Твердость после закалки HRC	
C	Cr	Mn	Si	Ni			
1.00	1.38	0.37	0.35	0.11	2.21	66.0-67.0	
0.98	1.45	0.30	0.31	0.10	2.16	65.5-66.0	
0.98	1.43	0.26	0.31	0.10	2.10	65.5-66.0	
1.00	1.40	0.23	0.36	0.11	2.10	65.0-66.0	
1.02	1.41	0.29	0.29	0.10	2.09	64.5-65.0	
Сталь ШХ15	0.95	1.30	0.20	0.17	н.б.	min 1.67 max 2.42	min 65.5 ^{*)} max 68.5
	1.05	1.65	0.40	0.37			
Сталь ШХ15СГ	0.95	1.30	0.90	0.40	н.б.	min 2.60 max 3.50	min 65.0 ^{*)} max 67.5
	1.05	1.65	1.20	0.65			

^{*)} Справочные данные торцевой закалки

Сопоставление твердости закаленных по принятой технологии образцов с их химическим составом показало устойчивую тенденцию к росту твердости по мере увеличения суммарного количества Cr, Si, Mn, Ni.

С учетом данных, приведенных в таблице 7 и диаграмм изотермического распада стали ШХ15 и ШХ15СГ (рисунок 6) было рекомендовано изготавливать детали прокатного инструмента из марки ШХ15СГ. В этом случае даже при содержании суммарного содержания хрома, марганца, кремния и никеля на нижнем пределе марочного состава ($\Sigma = 2,60\%$) согласно данным таблицы 7 будут обеспечены устойчивые значения твердости 65÷-66 HRC. Это позволит, используя зависимость стойкости роликов от твердости (рисунок 5), прогнозировать выход их из строя и заменять прежде, чем будет обнаружен брак тонкостенных труб по поверхностным дефектам.

Для получения максимальной твердости изделий из стали ШХ15 была опробована закалка «через воду в масло»: охлаждение с температуры заковки в воде до 300-350⁰С с последующим переносом изделий в масло (см. рисунок 6). В этом случае устраняется возможность прохождения через область «А→К» и бейнитное превращение (рисунок 6).

В таблице 8 приведены значения твердости образцов, по форме и размерам соответствующим роликам (рисунок 1 – А), и обработанным по различным режимам, включая твердость серийных роликов цеха № 42 ОАО «МСЗ» (таблица 8 - режим 1). Нагрев под закалку производили в печах ПН-15, что обеспечивало минимальное обезуглероживание (не более 0,05 мм). Перед измерением твердости производили шлифовку поверхности на глубину 0,10- 0,15 мм, что гарантировало отсутствие обезуглероженного слоя. Наилучшие результаты (HRC=66,5-67,0) получены после заковки в кассетах с 860⁰С «через воду в масло», обработки холодом (-70⁰ С) и низкого отпуска 140⁰ – 2 часа (режим 6 – таблица 8).

Таблица 8 - Твердость роликов из стали ШХ 15 после термической обработки по различным режимам

№ режима термич. обраб.	Режим термической обработки	Твердость HRC
1	850 ⁰ - 50 мин.- масло + 200 ⁰ - 6 часов - воздух режим цеха № 42 ОАО «МСЗ»	57.0-60.0
2	860 ⁰ - 45 мин.- масло + 180 ⁰ - 2 часа - воздух закалка в кассетах	63.0-64.0
3	860 ⁰ - 45 мин. – охлаждение «через воду в масло» закалка в кассетах	66.0-66.5
4	860 ⁰ - 45 мин. - «через воду в масло» + 160 ⁰ – 2 часа – воздух закалка в кассетах	65.0-65.5
5	860 ⁰ - 45 мин. - «через воду в масло» + (-70 ⁰) - 2 часа – воздух закалка в кассетах	67.5-68.0
6	860 ⁰ - 45 мин. - «через воду в масло» + (-70 ⁰) -2 часа - воздух + 140 ⁰ - 2 часа - воздух (закалка в кассетах)	66.5-67.0

В работе изучена также возможность получения максимальной твердости на образцах стали 90ХС, являющейся типичным представителем валковых сталей перлитного класса. Для проведения эксперимента был отобран металл плавки с содержанием углерода на верхнем пределе марочного состава (таблица 9).

Таблица 9 - Химический состав исследуемой стали 90ХС (марочный и плавочный составы)

Плавка ГОСТ	Содержание легирующих элементов и примесей, % вес.						
	С	Si	Mn	Cr	V	Cu	Ni
ГОСТ 5950-73	0.85 0.95	1.20 1.60	0.30 0.60	0.95 1.25	н.б. 0.15	н.б. 0.30	н.б. 0.35
Плавка усл.1	0.94	1.51	0.42	1.22	0.08	0.12	0.10

Новая технология упрочняющей термической обработки включала:

1. Предварительную подготовку структуры посредством закалки в масле с температуры 890°C ($A_{cm}+10^{\circ}$) и среднего отпуска при 450°C . Такая термическая обработка переводит весь углерод в дисперсные карбиды.

2. Окончательную закалку с ускоренным нагревом, которая позволяет сформировать мелкозернистую аустенитную структуру с неоднородной концентрацией углерода. Указанные особенности такой структуры наследуются мартенситом закалки, способствуя, по данным работ И.Н.Кидина, повышению твердости на 2-3 единицы HRC.

3. Наиболее полное превращение остаточного аустенита в мартенсит достигается посредством многократной (циклической) обработки холодом в сочетании с низким отпуском при $100-120^{\circ}\text{C}$, в процессе которого в высокоуглеродистом мартенсите образуются нанонеоднородности типа углеродных кластеров, отмеченные в работах И.И.Новикова. При этом твердость дополнительно повышается на 1-2 единицы HRC.

В таблице 10 приведены режимы термической обработки образцов стали 90ХС (таблица 9), позволяющие получить твердость 69,0 HRC.

Таблица 10 - Влияние новых режимов предварительной и окончательной термической обработки и известного способа получения валков холодной прокатки.

Авт. свид. № 1360209 на твердость валковой стали 90ХС

№ режима	Предварительная термическая обработка (подготовка структуры к окончательной обработке)	Окончательная термическая обработка		Твердость HRC
		закалка с ускоренным нагревом	циклическая обработка холодом + низкий отпуск	
1	860°C - масло + 450°C - 3 часа; воздух	890°C - масло	(-70°C - 2 часа; воздух + 100°C - 2 часа)- 3 раза	67.5-68.0
2	880°C - масло + 450°C - 3 часа; воздух	890°C - масло	(-70°C - 2 часа; воздух + 100°C - 2 часа)- 3 раза	68.5-69.0
3	890°C - масло + 450°C -3 часа; воздух	890°C - масло	(-70°C - 2 часа; воздух + 100°C - 2 часа)- 3 раза	68.5-69.0
4	880°C - масло + 400°C - 3 часа; воздух	890°C - масло	(-70°C - 2 часа; воздух + 100°C - 2 часа)- 3 раза	68.0-68.5
5	880°C - масло + 450°C - 3 часа; воздух	880°C - через воду в масло	(-70°C - 2 часа; воздух + 100°C - 2 часа)- 3 раза	68.5-69.5
6	865°C - масло + 680°C - 2 часа. Известный способ (Авт. свид. № 1360209 «Способ получения валков холодной прокатки»)	нагрев ТВЧ 900°C - вода	(-40°C) – 2 часа воздух + 120°C – 2 часа + (-50°C)- 2 часа воздух + 125°C - 2 часа	66.0

По результатам данного исследования подготовлена заявка на выдачу патента на изобретение.

Опробование в производственных условиях роликов из стали ШХ15, термически обработанных на твердость 66,5- 67,0 HRC показало, что стойкость таких роликов находится на уровне лучших серийных роликов (рисунок 5), а их выход из строя связан со скалыванием цапф. При этом износ (выкрашивание) на поверхности цапф и ручья роликов отсутствовал (подтверждено актом испытаний).

Скалывание цапф происходило в месте перехода цапфы в корпус ролика (рисунок 1-А). В этом месте поверхность не шлифовалась из-за нарушений технологии механической обработки (не учитывался «отжим» резца при токарной обработке и износ

абразивного круга при финишном шлифовании). В результате в месте максимальной концентрации напряжений чистота поверхности составила $\nabla 3$ ($Ra = 8,0$ мкм) и разрушение происходило по грубым рискам, оставленным токарным резцом.

В целях устранения таких дефектов оправок как «кривизна» (таблица 5) и «забоины» (рисунок 2-А) была опробована закалка их в штампах. При этом охлаждение оправок в масле с температуры закалки проводили до $250-300^{\circ}\text{C}$ (масло на поверхности извлеченных из закалочного бака оправок дымилось, не вспыхивая), а затем закладывали в треугольный вырез штампа и прижимали сверху плоской крышкой. В результате в момент протекания мартенситного превращения оправка в штампе фиксировалась по трем образующим цилиндрической поверхности. Скорость охлаждения в штампе была выше по сравнению со скоростью охлаждения в процессе рихтовки. Кроме того, ее можно увеличить, обдувая сжатым воздухом штамп с заложенными в него оправками. В результате после закалки в штампе твердость оправок диаметром 6,9 мм вполне приемлема и составляет 64-65 HRC. Но главное стрела прогиба на длине оправки 305 мм менее 0,05 мм при отсутствии грубых дефектов на ее рабочей поверхности (рисунок 1-В). Это позволяет существенно снизить припуск под шлифовку.

Пятая глава посвящена изучению причин, оказывающих влияние на пластичность и вязкость стали ШХ 15 на различных этапах технологической схемы производства заготовок и изделий. Высокая твердость роликов, оправок и других изделий из стали ШХ-15 приводит к снижению пластичности и вязкости (рисунок 8). В связи с этим проведен анализ факторов, определяющих структурное состояние и комплекс механических свойств в стали ШХ15.

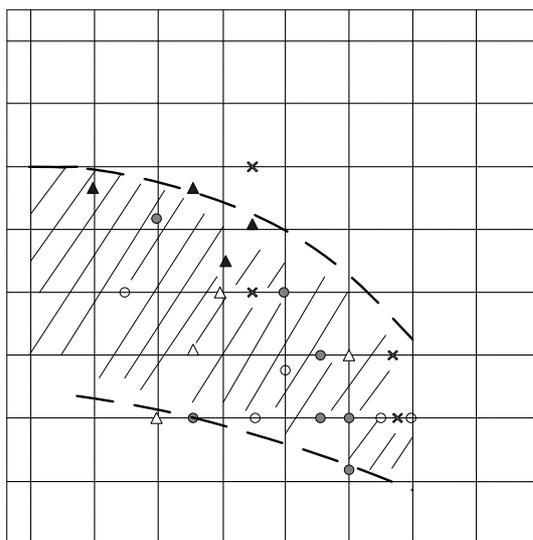


Рисунок 8 - Взаимосвязь твердости и ударной вязкости стали ШХ15 после закалки и низкого отпуска (металл 5-ти промышленных плавов)

Металлографический анализ металла сортовых заготовок стали ШХ15 (производство ОАО «Металлургический завод «Электросталь»») показал минимальную загрязненность неметаллическими включениями и полное отсутствие карбидной сетки. При этом в металле были обнаружены следующие аномальные структурные образования:

1. Строчечные скопления карбидов в местах ликвации углерода и хрома преимущественно в центральной зоне заготовок (рисунок 9);
2. В ряде случаев отдельные участки (остатки) пластинчатого перлита (рисунок 10-А);

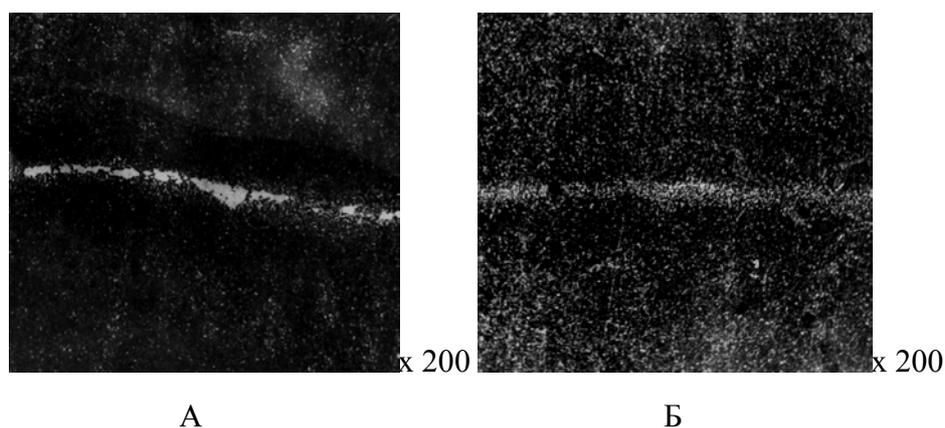


Рисунок 9 - Карбидная ликвация (А) и ее остатки - карбидная полосчатость (Б) в стали ШХ15

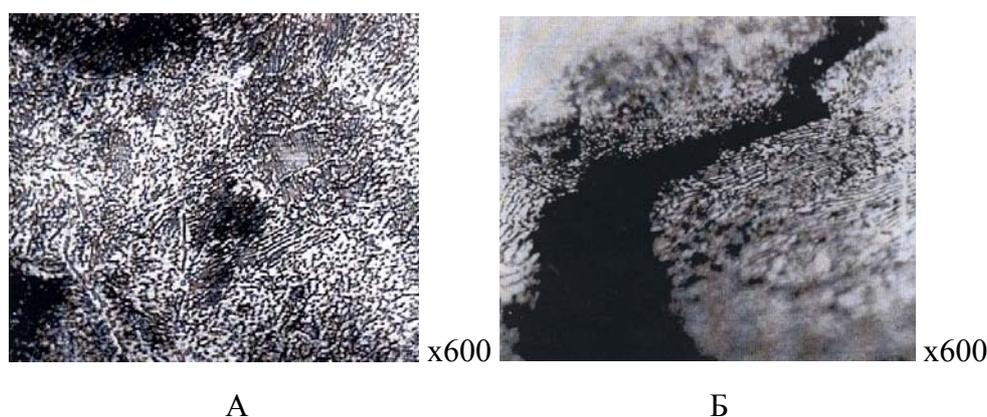


Рисунок 10 - А - остатки пластинчатого перлита (8 балл ГОСТ 1435-99) в сортовой заготовке стали ШХ15, прошедшей сфероидизирующий отжиг; Б - трещина образовавшаяся при холодной пластической деформации (трещина проходит по границам раздела ферритных и цементитных пластин)

3. Электронная микроскопия (метод фольг) позволила обнаружить в заготовках, прошедших качественный сфероидизирующий отжиг (рисунок 11-А - участки пластинчатого перлита отсутствовали), мелкие игольчатые карбиды (рисунок 11-Б), которые металлографическим анализом не обнаруживаются (рисунок 11-А).

Игольчатые карбиды образуются при резком охлаждении сортовых заготовок стали ШХ15 с температуры сфероидизирующего отжига $780-800^{\circ}\text{C}$ до $550-600^{\circ}\text{C}$ в воде и далее на воздухе. Эта обработка препятствует образованию такого серьезного дефекта как карбидная сетка.

Микрообъемы со строчечными скоплениями карбидных частиц характеризуются повышенной твердостью ($Hv^{50}=2480$ МПа при твердости основного металла $Hv^{50}=2110$ МПа) и пониженной пластичностью. В процессе холодной пластической деформации под воздействием растягивающих напряжений в местах скопления карбидов образуются микротрещины, которые не получают развитие в металле, отожженном на зернистый цементит. Однако в присутствии участков пластинчатого перлита микронадрывы развиваются в макротрещины, проходящие по границам раздела ферритных и цементитных пластин (рисунок 10-Б).

Для оценки влияния каждого из трех вышеуказанных факторов на технологическую пластичность стали ШХ15 из сортовых заготовок, прошедших сфероидизирующий отжиг, были изготовлены образцы сечением 30×30 мм длиной 150- 180 мм, которые прокатывали в валках стана ДУО-250, последовательно наращивая обжатие (степень деформации) с интервалом $\sim 5\%$.

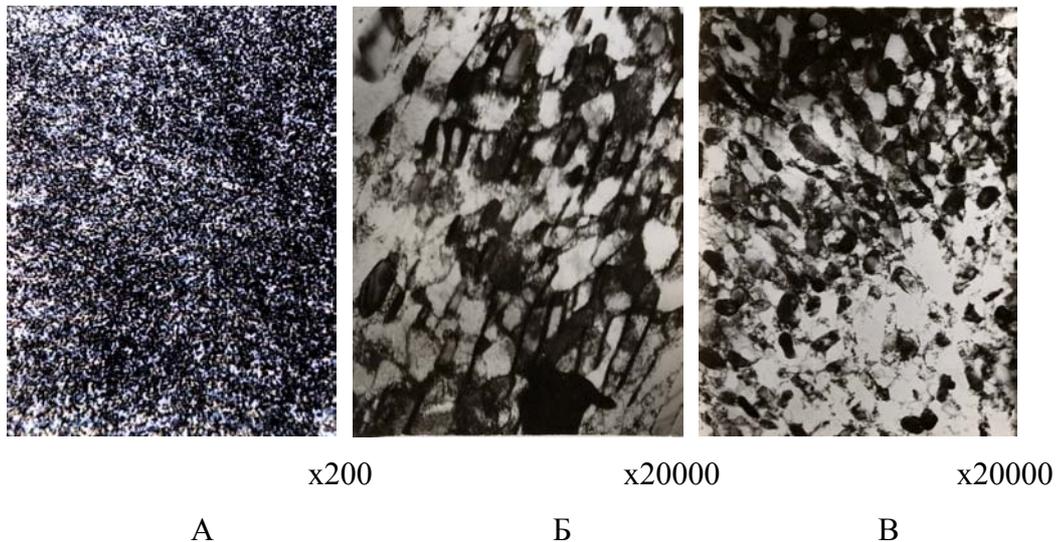


Рисунок 11 - Структура стали ШХ15: А и Б - после сфероидизирующего отжига; В – после сфероидизирующего отжига и дополнительного высокого отпуска по режиму $\approx 680^{\circ}\text{C} - 12$ часов; А – металлографический анализ (3 балл – ГОСТ 1435-99) Б и В – электронная микроскопия (метод фольг)

На образцах, в структуре которых присутствовали остатки пластинчатого перлита (рисунок 10-А) трещины на поверхности образовывались уже при степени деформации 5%. В металле, в котором участке пластинчатого перлита отсутствовали (рисунок 11-А), но имелись игольчатые карбиды (рисунок 11-Б), трещины начинали образовываться при степени деформации $\sim 50\%$.

Для устранения остатков пластинчатого перлита и игольчатых карбидов 3-ю партию образцов перед прокаткой подвергли высокому отпуску по режиму $680^{\circ}\text{C} - 12$ часов (рисунок 11-В). При прокатке этих образцов со степенью деформации 75 % трещин не обнаружили.

Таким образом, при производстве заготовок стали ШХ15, предназначенных для изготовления прокатного инструмента высокой твердости, рекомендовано проводить ковку слитков с длительным нагревом (томлением) при $1150 - 1180^{\circ}\text{C}$ с целью максимального растворения участков карбидной ликвации (рисунок 9). Непосредственно перед изготовлением изделий производить высокий отпуск заготовок по режиму $680 - 700^{\circ}\text{C}$ в течение 10-12 часов. Указанные мероприятия позволят в сочетании с качественной шлифовкой рабочих поверхностей роликов, оправок опорных плавок в максимально возможной степени повысить вязкость и трещиностойчивость металла изделий.

В шестой главе приводятся результаты опробования в качестве материала для деталей станков ХПТ и тяжело нагруженных штампов отечественных сталей ледебуритного класса: 160X12М (аналог японской валковой стали RFE), быстрорежущих Р6М5 (аналог стали М10-США), ЭП-682-Ш (аналог стали ДМК3- SUPRA- ФРГ).

На рисунке 12 приведены результаты испытаний производственных роликов из сталей 160X12М, Р6М5 и ЭП-682-Ш. Ролики из стали 160X12М показали устойчивые значения твердости ($62 \pm 0,5$ HRC) и производительности (~ 1100 метров труб) - рисунок 12. Однако производительность роликов из стали 160X12М несколько ниже уровня, определяемого их твердостью (рисунок 12). По-видимому, это связано с присутствием в структуре стали 160X12М относительно крупных угловатых карбидов (рисунок 13-А), которые, играя роль хрупких неметаллических включений, снижают контактную выносливость металла.

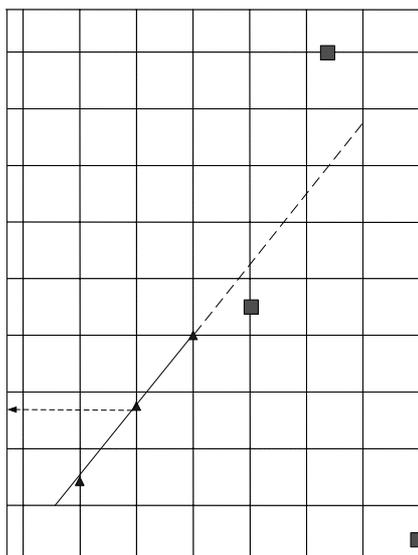


Рисунок 12 - Взаимосвязь твердости и производительности роликов из сталей ШХ15, 160Х12М, Р6М5 и ЭП-682Ш

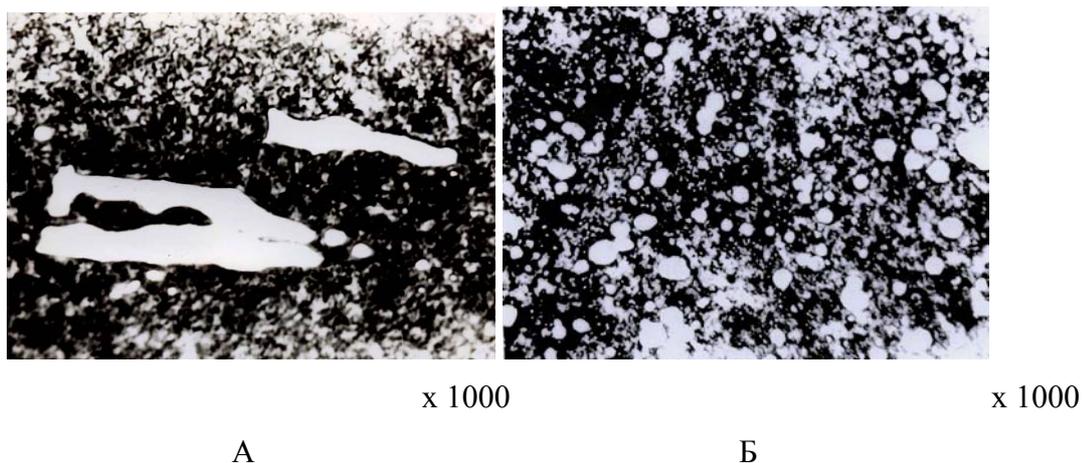


Рисунок 13 - А - сталь 160Х12М (продольная прокатка);

Б - сталь Р6М5 (радиально-сдвиговая прокатка) расстояние от поверхности заготовки 10 мм

Совершенно иная картина наблюдается для роликов из быстрорежущей стали Р6М5. Заготовка этой стали на последнем этапе производства прошла прокатку на стане радиально-сдвиговой прокатки (РСП) конструкции МИСиС. В процессе РСП произошло измельчением первичных карбидов, которые приняли округлую форму, острые углы отсутствовали (рисунок 13-Б). Благодаря такому структурному состоянию и высокой твердости карбидной фазы ($H_v=15000\div 32000$ МПа) производительность роликов резко возросла и составила ~ 2000 метров труб (рисунок 12), что в ~ 3 раза превосходит среднюю производительность роликов из стали ШХ15 700-750 метров труб (рисунок 12).

Крайне низкая стойкость роликов из стали ЭП-682-Ш (рисунок 12) объясняется образованием на рабочих поверхностях при шлифовании кругами из Al_2O_3 шлифовочных трещин. Сталь ЭП-682-Ш содержит более 3% ванадия (таблица 4), образующего карбид V_4C_3 ($H_v=32000$ МПа). Поэтому шлифование изделий из этой стали следует производить кругами

из эльбора ($Hv=60000$ МПа). Шлифовальные круги из Al_2O_3 ($Hv=22000$ МПа) для этих целей не пригодны. Это обстоятельство было учтено при изготовлении матриц штампов, предназначенных для завальцовывания тонкостенных труб из циркония.

Матрицы таких штампов работают в тяжелых условиях на износ и истирание. При выполнении большого по объему Государственного заказа инструментальный цех ОАО «МСЗ» был не в состоянии обеспечить основное производство матрицами из стали ШХ15 с твердостью 61-62 HRC. Эти матрицы, крайне сложные в изготовлении, очень быстро выходили из строя вследствие истирания рабочей поверхности. Переход со стали ШХ15 на ЭП-682-Ш с твердостью 68 HRC позволил резко в ~ 5 раз сократить количество изготавливаемых матриц. После выработки ресурса на матрицах, из стали ЭП-682-Ш снятых со станда, износа не обнаружено, что подтверждено актом испытаний.

Анализ литературных данных по механизму выкрашивания рабочей поверхности рабочих валков листопркатных станков, роликов станков ХПТ и других деталей машин и механизмов, работающих в условиях больших контактных напряжений, показывает, что в первоначальный момент в поверхностном слое образуется тонкая, слаботравящаяся зона – «белая зона». Твердость металла белой зоны ($Hv=10000-11000$ МПа) существенно превосходит твердость основного металла вала ($Hv<8000$). Такое возможно только при превращении остаточного аустенита в мартенсит деформации в тонком поверхностном слое и образованию в нем сжимающих напряжений. В результате на границе «белой зоны» и основного металла («темной зоны») возникает очень большой градиент напряжений, который приводит к образованию продольных тангенциальных трещин и отслоению «белой зоны». После этого довольно быстро в «белой зоне» развиваются радиальные трещины и происходит постепенное выкрашивание частиц металла «белой зоны» (рисунок 2-В). Далее следует перешлифовка валков с удалением «белой зоны».

Предлагается определить с помощью методов неразрушающего контроля время формирования в полном объеме «белой зоны» в поверхностном слое валков и снятие их с эксплуатации до момента образования первой продольной трещины. После этого валки следует подвергнуть длительному низкотемпературному отпуску, при котором напряжения на границе «белой зоны» и основного металла вала в значительной степени релаксируют и эксплуатация вала без перешлифовки может быть продолжена. При этом «белая зона», характеризующаяся сжимающими напряжениями и обладающая исключительно высокой твердостью, обеспечит существенное повышение износостойкости поверхностного слоя вала и увеличение его работоспособности.

Выводы

1. Проведен анализ причин пониженной эксплуатационной стойкости основных рабочих деталей (роликов, оправок, опорных планок) станков ХПТ, предназначенных для производства тонкостенных труб ответственного назначения из нержавеющей стали 12Х18Н10Т и ее аналогов.

2. Показано, что производительность обжимных роликов, изготовленных из стали ШХ15, находятся в прямопропорциональной зависимости от их твердости.

Принятая в цехе № 42 ОАО «МСЗ» технология производства прокатного инструмента и используемая при этом оснастка не позволяют в полной мере реализовать потенциальные возможности стали ШХ15. Так твердость роликов, оправок, опорных планок из стали ШХ15 значительно ниже справочных данных 63,0-64,0 HRC и колеблется в широком интервале от 54,0 до 60,0 HRC.

3. Разработана новая технология производства, сконструированы, изготовлены и опробованы в производственных условиях образцы оснастки, позволяющие, исключив обезуглероживание поверхностного слоя, получать на реальных изделиях (роликах) из стали ШХ15 твердость 66-67 HRC.

4. С использованием новых технологических приемов: предварительной подготовки структуры, закалки с температуры $A_{cm}+10^{\circ}\text{C}$, циклической обработки холодом на образцах валковой стали 90ХС получена твердость 68,5-69,0 HRC.

5. Результаты исследования структурного состояния и измерения микротвердости сортовых заготовок стали ШХ15, предназначенных для изготовления прокатного инструмента станов ХПТ позволили установить наличие аномальных структурных образований, способствующих охрупчиванию металла в изделиях и снижению его технологической пластичности.

6. Кроме неметаллических включений при отсутствии такого дефекта как карбидная сетка было установлено наличие в структуре исходных сортовых заготовок стали ШХ15, прошедших стандартный сфероидизирующий отжиг, 3-х типов аномальных образований:

Областей с повышенной плотностью карбидных частиц в местах ликвации хрома и углерода в металле слитка, которые приводят к заметной анизотропии пластичности и являются местами зарождения трещин при холодной пластической деформации.

Отдельные участки грубо-пластинчатого перлита, оставшиеся после некачественного сфероидизирующего отжига, по которым вдоль цементитных пластин распространяются макротрещины.

Микрообъемы с игольчатыми дисперсными карбидами, ускоряющими зарождение микротрещин. Эти карбиды располагаются в металле, прошедшем качественный сфероидизирующий отжиг, и обнаруживаются только посредством электронной микроскопии (метод фольг).

7. Показано, что в процессе холодной прокатки образцов стали ШХ15 присутствие в структуре большого количества участков грубо-пластинчатого перлита приводит к образованию трещин при степени деформации 5%. При наличии в структуре игольчатых карбидов, первые трещины появляются, в процессе деформации со степенью обжатия $\approx 50\%$.

Высокий отпуск при $680-700^{\circ}\text{C}$ в течение 8-12 часов способствует ликвидации как остатков грубо-пластинчатого перлита, так и игольчатых карбидов. В этом случае при степени деформации 75% в холоднокатаной заготовке стали ШХ15 трещины отсутствовали.

8. Наилучшие результаты по повышению производительности роликов станов ХПТ цеха № 42 ОАО «МСЗ» получены при использовании в качестве материала для их изготовления сталей ледебуритного класса 160Х12М и Р6М5.

9. Использование для изготовления роликов стали Р6М5 прошедшей на заключительном этапе горячей механической обработки радиально-сдвиговую прокатку (РСП) позволило получить в поверхностном рабочем слое роликов структуры естественного дисперсно-упрочненного композиционного материала в виде мартенситной матрицы с равномерно распределенными в ней мелкими частицами первичных карбидов округлой формы. Производительность роликов из стали Р6М5-РСП (2000 метров тонкостенных труб) возросла по сравнению со средней производительностью роликов из стали ШХ15 (≈ 700 метров) в ≈ 3 раза.

10. При замене стали ШХ 15 с твердостью HRC=61-62 на сталь ЭП-682-Ш с твердостью HRC=69 полученную посредством радиально-сдвиговой прокатки, стойкость матриц тяжело нагруженных штампов возросла более чем в 5 раз.

Материалы диссертации изложены в работах:

1. И.В.Доронин, А.Д.Русаков, А.Е.Антощенко. Повышение качества инструмента для пластического деформирования за счет реализации потенциальных возможностей стали ШХ15./ В сб. трудов Всероссийской научно-технической конференции МГТУ им. Н.Э.Баумана, г. Москва 14-15 апреля 2004 г., стр.94.
2. А.Д.Русаков, И.В.Доронин, А.Е.Антощенко. Повышение качества инструмента для пластического деформирования за счет реализации потенциальных возможностей хромистой подшипниковой стали./ В сб. трудов IV Международного конгресса «Машиностроительные технологии 04». Болгария г. София сентябрь 2004 г., стр.112.
3. И.В.Доронин, А.Д.Русаков, А.Е.Антощенко и др. Исследование возможностей повышения стойкости прокатного инструмента станов ХПТ, предназначенных для производства тонкостенных труб из стали 12Х18Н10Т./ В сб. научных трудов ЭПИ МИСиС «Совершенствование технологии и качества изделий металлургического производства» (2-я часть) г. Электросталь 2005 г., стр.5.
4. И.В.Доронин, А.Д.Русаков, А.Е.Антощенко, А.Б. Князькин. Повышение качества инструмента станов холодной прокатки тонкостенных труб.// «Производство проката», 2005 г., № 2, стр. 20.
5. И.В. Доронин, А.Д.Русаков, А.Е.Антощенко и др. Анализ факторов, определяющих технологическую пластичность в стали ШХ15 в процессе холодной пластической деформации. / В сб. «Состояние, проблем и перспективы развития металлургии и обработки металлов давлением». Тезисы докладов Всероссийской научно-технической конференции. МГВМИ, г. Москва, 21-22 ноября 2006 г. (в печати).
6. С.П.Галкин, И.В.Доронин, А.Е.Антощенко и др. Использование радиально-сдвиговой прокатки для получения в сталях ледебуритного класса структуры естественных дисперсно-упрочненных композиционных материалов./ В сб. «Состояние проблемы и перспективы развития металлургии и обработки металлов давлением». Тезисы докладов Всероссийской научно-технической конференции МГВМИ, г. Москва 21-22 ноября 2006 г. (в печати).
7. И.В.Доронин, И.В.Кишкин, А.М.Вергизов, А.Е.Антощенко, В.В.Скворцова. О причинах образования трещин при холодной раскатке подшипниковых колец из стали ШХ15./ в сб. «Состояние, проблемы и перспективы развития металлургии и обработки металлов давлением». Тезисы докладов всероссийской научно-технической конференции МГВМИ, г. Москва, 21-22 ноября 2006 г. (в печати).
8. И.В.Доронин, В.Л.Булавин, А.Д.Русаков, А.И.Трайно, А.Е.Антощенко. Применение радиально – сдвиговой прокатки для повышения качества валковых сталей ледебуритного и карбидного классов. / В сб. «Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике». Труды седьмой Международной научно – технической конференции г. Санкт – Петербург, 10-11 октября 2006 г., стр. 175.
9. И.В.Доронин, И.В.Кишкин, А.М.Вергизов, А.Е. Антощенко, В.В. Скворцова. О причинах образования трещин при холодной раскатке подшипниковых колец из стали ШХ15.// Технология металлов, 2007 г. (в печати).
10. И.В.Доронин, А.Д.Русаков, А.Е.Антощенко и др. Анализ факторов, определяющих технологическую пластичность стали ШХ15 в процессе холодной пластической деформации.// Технология металлов, 2007 г. (в печати).
11. С.П.Галкин, И.В.Доронин, А.Е.Антощенко и др. Использование радиально – сдвиговой прокатки для получения в сталях ледебуритного класса структуры естественных дисперсно-упрочненных композиционных материалов.// Технология металлов, 2007 г. (в печати).
12. В.М.Блинов, И.В.Доронин, А.Е.Антощенко и др. Структура сталей ледебуритного класса после радиально-сдвиговой прокатки.// Металлы (ИМет РАН), 2007 г. (в печати).
13. В.М.Блинов, И.В.Доронин, А.Е.Антощенко и др. Деформационная способность стали ШХ15 при холодной пластической деформации.// Металлы (ИМет РАН), 2007 г. (в печати).

