

4 19880 1.7

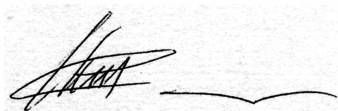
На правах рукописи  
УДК 621.785.369

ПАНТЕЛЕЕВ Иван Александрович

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО ОТЖИГА ЗАГОТОВОК  
ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ  
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

Специальность 05.16.09 – Материаловедение (Машиностроение)

АВТОРЕФЕРАТ  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук



Москва – 2011

Работа выполнена в Московском государственном техническом университете имени Н. Э. Баумана.

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор  
Тарасенко Людмила Васильевна

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор  
Белашова Ирина Станиславовна

кандидат технических наук  
Громов Валерий Игоревич

Ведущая организация: Государственный Научный Центр РФ Институт  
Качественных Сталей ФГУП ЦНИИ «ЧерМет им.  
И.П. Бардина»

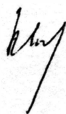
Защита диссертации состоится «21» декабря 2011 г. в \_\_\_\_ час. на заседании диссертационного совета Д212.141.04 в Московском государственном техническом университете им. Н. Э. Баумана по адресу: 105005, Москва, 2-ая Бауманская ул., д. 5.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н. Э. Баумана.

Ваш отзыв на автореферат в одном экземпляре, заверенный печатью, просим направлять по указанному адресу.

Автореферат разослан «16» ноября 2011 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
к.т.н., доцент



В.И. Семенов

Телефон для справок: (499) 267-09-63.

НТБ МГТУ им. Н. Э. Баумана



1988074

Пантелеев И. А. Разработка р



## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

21.11.11

Актуальность темы. Быстрорежущие стали были и остаются основным инструментальным материалом, используемым для обработки металлов. Большой вклад классических работ Геллера Ю.А., Кремнева Л.С. и других учёных в металловедение быстрорежущих сталей является основой всех современных исследований. В то же время развитие новых технологий предопределяет возможность выявления резервов для улучшения свойств этих материалов.

Большинство исследований по быстрорежущим сталям направлено на улучшение их свойств в литом и полностью термообработанном состоянии. В то же время недостаточно проработан вопрос об уровне свойств катаных заготовок, из которых изготавливают инструмент.

Актуальной задачей современного развития быстрорежущих сталей является повышение технологических свойств, а именно пластичности горячекатаных заготовок. Одним из резервов улучшения этих свойств является изменение технологии термической обработки – применение термоциклического отжига взамен традиционного изотермического отжига.

Применение термоциклической обработки для ряда конструкционных сталей имеет положительный эффект, выражающийся в повышении предела текучести на 6 – 15%, относительного удлинения до 22 – 36%, ударной вязкости до 100 – 130% при сохранении уровня твёрдости.

Вместе с тем применение термоциклической обработки (ТЦО) для высокоуглеродистых сталей с большим количеством карбидной фазы, какими являются быстрорежущие стали нормальной и повышенной теплостойкости, считается проблематичным.

В последнее время выполнены работы, которые позволяют улучшить структуру быстрорежущих сталей даже в литом состоянии за счёт уменьшения количества ледебуритной эвтектики и изменения размеров и состава карбидной фазы. Подобная работа было выполнена Хайдоровым А.Д. и Кондратьевым С.Ю. Целью работы было улучшение микроструктуры литой быстрорежущей стали Р6М5Ш за счет уменьшения количества ледебуритной эвтектики, раздробления и уменьшения размеров карбидной сетки, снижения карбидной неоднородности, изменения размеров и состава карбидов.

Указанные исследования дают основание предполагать, что ТЦО применительно к горячекатаной быстрорежущей стали, в которой в основном раздроблена ледебуритная эвтектика, может дать положительный эффект. В настоящее время для снижения твёрдости горячекатаных заготовок быстрорежущих сталей в основном подвергают изотермическому отжигу (ИТО), который является весьма длительным (до 30 часов). Снижение твёрдости в результате такого отжига не гарантирует отсутствие брака (растрескивания) при последующих операциях деформирования при изготовлении инструмента. Так при продольно-винтовой прокатке на заводе ОАО «Ижсталь» число задержанных партий достигало 27%. При этом можно предположить, что многократное циклирование должно воздействовать как на

полиморфное превращение, так и трансформацию карбидной фазы, количество которой в быстрорежущих сталях может достигать 22 – 28 %.

Следует иметь в виду, что положительное влияние ТЦО может зависеть от степени легированности сталей, которая определяет количество и состав карбидной фазы.

Цель работы: использование термоциклической обработки горячекатаных заготовок из быстрорежущих сталей умеренной и повышенной теплостойкости для повышения их технологической пластичности.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Разработать температурно-временной режим термоциклического отжига заготовок из быстрорежущих сталей Р6М5, Р6М5К5, Р9К5 и Р18, позволяющий сформировать структуру и фазовый состав, обеспечивающие повышение характеристик технологической пластичности;

2. Разработать модель этапа ТЦО быстрорежущей стали с применением числового метода и метода конечных элементов с целью определения максимальных скоростей нагрева и охлаждения и оптимальных выдержек металла при максимальных и минимальных температурах термоциклов;

3. Исследовать влияние термоциклического отжига на структуру, фазовый состав и механические свойства заготовок из изучаемых сталей в сравнении с изотермическим отжигом;

4. Изучить влияние термоциклического отжига на технологическую пластичность горячекатаных заготовок;

5. Провести сравнительное изучение износостойкости сталей после полной термообработки в зависимости от вида отжига.

6. Предложить и научно обосновать гипотезу о влиянии термоциклического отжига на формирование структуры быстрорежущих сталей и разработать схему структурных и фазовых превращений при ТЦО.

Научную новизну имеют следующие результаты:

1. Термоциклическая обработка по сравнению с изотермическим отжигом вызывает эффект диспергирования, сфероидизации и увеличения однородности распределения карбидных частиц, растворение неравновесных хромистых карбидов, снижение легированности твёрдого раствора, что установлено по результатам количественной металлографии, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа.

2. Экспериментально показано, что в результате применения ТЦО в сравнении с ИТО в структуре быстрорежущих сталей происходит увеличение количества частиц карбидов типа  $M_6C$  и  $VC$ .

3. Разработана конечно-элементная модель участка термоциклического отжига стали Р6М5, разработанная с целью определения оптимальных выдержек при нагреве и охлаждении в термоциклах.

4. Разработана схема фазовых и структурных превращений при ТЦО, объясняющая механизм повышения пластичности заготовок.

5. Доказано повышение технологической пластичности заготовок после ТЦО в сравнении с изотермическим отжигом по испытаниям на кручение и сжатие.

Практическая значимость работы состоит в следующем:

Применение ТЦО вместо ИТО привело к снижению брака при продольно-винтовой прокатке катаных заготовок из быстрорежущих сталей Р6М5, Р6М5К5, Р9К5 вследствие повышения уровня технологической пластичности. Уменьшение брака на предприятии ОАО «Ижсталь» за первый год применения составило 13%, за второй год – 45%.

Апробация работы. Основные положения работы докладывались на X международной научно-технической уральской школе-семинаре металлургов-молодых учёных (г. Екатеринбург, 7 – 11 декабря 2009 г.), на III Всероссийской конференции молодых учёных и специалистов «Будущее машиностроения России» (г. Москва, 22 – 25 сентября 2010 г.), на V Евразийской научно-практической конференции "Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2010" (г. Москва, 20-22 апреля 2011 г.), на VII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» (г. Москва, 8 – 11 ноября 2010 г.) и на научных семинарах кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, 2009 – 2011г.).

Публикации. Результаты диссертации опубликованы в 6 работах, 2 из которых – в изданиях по перечню ВАК.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 4 глав, общих выводов по работе, списка литературы. Она содержит: 136 страниц машинописного текста, включая 146 рисунков, 35 таблиц и 39 наименований литературных источников.

Автор защищает:

1. Закономерности изменения карбидной фазы быстрорежущих сталей различной теплостойкости при термоциклическом отжиге в сравнении с изотермическим отжигом.

2. Влияние термоциклического отжига на распределение легирующих элементов в твёрдом растворе быстрорежущих сталей различной теплостойкости.

3. Гипотетическая схема фазовых и структурных превращений при термоциклическом отжиге быстрорежущих сталей различной теплостойкости.

4. Изменение механических свойств и технологической пластичности горячекатаных заготовок после термоциклического отжига в сравнении с изотермическим отжигом.

5. Применимость термоциклического отжига к быстрорежущим сталям различной легированности.

Автор выражает благодарность к.т.н. Зинченко С.А., д.т.н., профессору Быкову Ю.А., к.т.н. Ампилову А.Ю., д.т.н., профессору Герасимову С.А. за помощь при подготовке настоящей работы.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность диссертационной работы, сформулированы цели исследования и основные положения, выносимые на защиту.

В первой главе приведены основные сведения о быстрорежущих инструментальных сталях умеренной и повышенной теплостойкости. Рассмотрено индивидуальное и взаимное влияние основных легирующих элементов (W, V, Mo, Co, Cr, C) на структурообразование, фазовый состав и свойства быстрорежущих сталей в различных состояниях. Показано, что состав, отвечающий уравнению  $\Sigma(\%W + (1,4 + 1,5)\%Mo) \approx 12-13\%$ , является наиболее рациональным. При этом обеспечивается благоприятное влияние молибдена и вольфрама на прочность и ударную вязкость без ухудшения теплостойкости. Также в главе рассмотрено влияние кобальта хрома.

В диссертационной работе проведен анализ фазовых и структурных составляющих быстрорежущих сталей в различных состояниях. Показано, что быстрорежущие стали умеренной и повышенной теплостойкости относятся к ледебуритному классу. Их структура сложна, особенно в литом и слабдеформированном состояниях. В сильнодеформированном состоянии и после отжига основными фазовыми составляющими быстрорежущих сталей являются:  $\alpha$ -фаза, карбид вольфрама и молибдена типа  $M_6C$ , карбид ванадия типа  $VC$ , карбиды хрома типов  $M_{23}C$  и  $M_7C_3$  и карбид цементитного типа  $M_3C$ . Структура металлической основы отожжённой быстрорежущей стали – сорбит. В работе приведены характеристики структурных и фазовых составляющих и описано их влияние на свойства сталей.

В данной главе описаны основные свойства быстрорежущих сталей: механические – твёрдость, износостойкость, теплостойкость, термостойкость, жаростойкость, ударная вязкость; и технологические – шлифуемость, прокаливаемость, технологическая пластичность.

Рассмотрены основные виды термической обработки быстрорежущих сталей: гомогенизирующий отжиг, отжиг горячекатаного металла, закалка и отпуск. Приведены режимы термических обработок, применяемые в настоящее время, и влияние параметров термообработки на формируемые свойства. Особое внимание в главе уделено обзору специальных видов термической обработки. Раскрыты принципы и физические предпосылки термомеханической (ТМО) и термоциклической (ТЦО) обработок. Описаны процессы, отвечающие за формирование структуры при ТЦО. Представлены примеры применения термоциклической обработки сталей и сплавов различных составов.

Термоциклическую обработку конструкционных среднеуглеродистых сталей 30, 45 и 60 в литом состоянии проводили с целью измельчения структуры и повышения эксплуатационных свойств. Режим включал пятикратное повторение нагрева до  $A_{c1} + (30 + 50^\circ C)$ , затем охлаждение до  $A_{f1} - (30 + 50^\circ C)$  и последующее охлаждение на воздухе до комнатной температуры. В результате применения ТЦО было достигнуто измельчение зерна с 5 до 12 балла, получена структура мелкозернистого цементита и повышены уровни механических свойств: предела текучести до 15%, относительного удлинения до 36%, ударной вязкости до 100%.

На штамповых сталях 5ХНМ, 4Х5МФС ТЦО проводили вместо закалки. Режим обработки заключался в двукратном ускоренном нагреве до  $800 \pm 5^\circ C$  и

1040±5°C и промежуточными охлаждениями в масле. Удалось достичь повышения ударной вязкости на 50 – 90% при сохранении уровня твёрдости.

На мартенситностареющих сталях термоциклирование проводили в дополнение к старению по режиму: нагрев до 1220°C, выдержка 1 час и охлаждение на воздухе с последующим трёхкратным повторением цикла – нагрев до 940°C, подстуживание на воздухе до 200 – 250°C. Термоциклирование завершается охлаждением в воде и старением при 520°C в течение 3 ч. В процессе ТЦО критическая температура  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  перехода при нагреве снижается. Получено измельчение зерна, повышение временного сопротивления разрыву до 2450 – 2800 Мпа.

ТЦО сталей Р6М5 и Р6М5Ш в литом состоянии проводили для улучшения микроструктуры. Применённый режим ТЦО стали Р6М5 включал четырёхкратное циклирование при температурах вокруг  $A_1$  с последующим охлаждением до температуры перлитной области со скоростью 30 – 40 °C/с. Для стали Р6М5Ш температура циклирования составляла 950°C ↔ 650°C число циклов – до 30. Применение ТЦО позволило уменьшить количества ледебуритной эвтектики, раздробления и уменьшения размеров карбидной сетки, снижения карбидной неоднородности, изменения состава карбидной фазы.

Термоциклический отпуск сталей Р18, Р9К5, Р6М6Ф8 проводили по режиму: 3 цикла 600°C ↔ 20°C с охлаждением воздуха. Нагрев со скоростью 2.5 °C/с вели в печах с «кипящим слоем». За счёт применения ТЦО было резко сокращено время обработки по сравнению со стандартным режимом отпуска. При этом увеличились твёрдость на 3 – 4% и красностойкость сталей.

Также в литературном обзоре приведены режимы отжига быстрорежущих сталей Р6М5, Р18, Р6М5К5, Р9М4К8 в деформированном состоянии. Один из режимов включал многократное циклирование вокруг  $A_{c1}$  без выдержек с последующим охлаждением на воздухе. Однако в деформированном состоянии в быстрорежущих сталях и после ТЦО наблюдались недостаточные плотность распределения и количество дисперсных карбидов и неполная сфероидизация карбидных частиц. Уровень технологических свойств заготовок оставался неудовлетворительным.

Анализ данных литературы приводит к выводу, что работы по изучению влияния ТЦО на структуру и свойства быстрорежущих сталей в горячекатанном состоянии на сегодняшний день являются единичными.

Тем не менее, можно предположить, что применение именно термоциклического отжига может помочь в решении актуальной технологической задачи – повышения пластичности горячекатаных заготовок, что необходимо для проведения продольно-винтовой прокатки при производстве инструмента из быстрорежущих сталей.

Во второй главе приведено описание материалов и методик исследований.

В работе были исследованы образцы быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265-73) нормальной (Р6М5, Р18) и повышенной (Р6М5К5, Р9К5) теплостойкости в виде горячекатаных прутков круглого сечения (ГОСТ 2590-88) диаметром 20мм. Химический состав сталей указан в табл.1.

Химический состав исследованных сталей

| Марка  | Плавка   | Химический состав плавки, % |      |      |      |      |      |       |       |      |
|--------|----------|-----------------------------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|
|        |          | W                           | Mo   | Co   | V    | Cr   | C    | P     | S     | Ост  |
| P18    | 2 В 7585 | 18.0                        | 0.17 | 0.17 | 1.23 | 4.35 | 0.80 | 0.016 | 0.013 | 0.88 |
| P6M5   | К 1544   | 6.06                        | 5.07 | 0.07 | 2.03 | 4.03 | 0.85 | 0.023 | 0.006 | 0.88 |
| P9K5   | Н 1203   | 9.64                        | 0.56 | 5.33 | 2.68 | 4.23 | 0.92 | 0.020 | 0.010 | 0.73 |
| P6M5K5 | 2 В 7188 | 5.84                        | 5.05 | 4.83 | 2.02 | 4.15 | 0.88 | 0.021 | 0.013 | 0.94 |

С целью определения влияния термоциклического отжига на свойства быстрорежущих сталей были проведены исследования химического, фазового и структурного составов сталей. Методом световой и растровой электронной микроскопии был проведен количественный металлографический анализ и изучено распределение карбидных фаз образцов после различных режимов отжига. Обработка и обсчёт микрофотографий проводили на промышленном цифровом комплексе обработки металлографических изображений “SIAMS 700™”. Один из наиболее важных показателей качества структуры быстрорежущих сталей – карбидная неоднородность – определяли методом сравнения со шкалами ГОСТ 19265-73. Распределение легирующих элементов в твёрдом растворе и карбидных фазах образцов было изучено методом микрорентгеноспектрального анализа на сканирующем электронном микроскопе Vega II LMN компании TESCAN, s.r.o. Фазовый анализ и определение изменения параметров решёток образцов проведён с применением рентгеноструктурного метода на дифрактометре ДРОН-3 и DMAX-2500 фирмы «RIGAKU» в  $\text{CoK}_\alpha$  излучении с последующей обработкой дифрактограмм на компьютере. Определение глубины обезуглероженного слоя образцов после проведения ИТО и ТЦО было проведено методом замера микротвёрдости (MT) по ГОСТ 1763-68.

Непосредственно влияние ТЦО на свойства сталей было изучено методом замера твёрдости по Виккерсу (ГОСТ 2999-75). Также измерение микротвёрдости было проведено по ГОСТ 9450-76 на микротвёрдомере ПМТ-3 (ТУ 3-3.1377-83) с алмазной четырёхгранной пирамидкой с квадратным основанием (ТУ 3-3.1377-83).

Численное моделирование процессов термоциклического отжига, с целью определить максимально возможные скорости нагрева и охлаждения сталей в промышленных условиях обработки и оптимальные периоды времени прогрева и выдержек заготовок, проведено методом конечных элементов с использованием соответствующих математических моделей в программном комплексе ANSYS (предоставленном МГТУ им. Н.Э. Баумана московским представительством фирмы CAD-FEM GmbH). В качестве объекта исследований были выбраны прутки сталей P6M5 и P6M5K5 круглого сечения диаметром 20 мм и длиной 6000 мм.



В работе в качестве показателя технологической пластичности был принят относительный сдвиг при кручении. Испытания проводили на испытательной машине на кручение с микрокомпьютерным контроллером TNS-DW1 по ГОСТ 3565-80. Также с целью натурального моделирования процесса продольно-винтовой прокатки и определения изменения требуемого усилия для осадки при температурах деформации были проведены испытания на сжатие на разрывной испытательной машине 600DX компании «Instron».

Методом испытания на износостойкость на машине Шкода-Савина изучено влияние ТЦО на эксплуатационные свойства быстрорежущих сталей в полностью термообработанном состоянии. В качестве показателя износостойкости принимали объём изношенного материала после заданного числа оборотов диска. Измерения проводили после 100, 500, 1000 и 10000 оборотов.

Третья глава посвящена обоснованию выбора промышленного режима термоциклического отжига быстрорежущих сталей. Задачей первого раздела главы являлась разработка экспериментальных режимов ТЦО стали P6M5.

Выбор экспериментальных режимов ТЦО согласовывался со структурной задачей исследования, которая включала диспергацию карбидов и повышение однородности их распределения. Экспериментальные режимы ТЦО были разработаны на основании литературного обзора и опыта проведения отжига исследуемой стали на ОАО «Ижсталь».

Применяемый в настоящее время режим изотермического отжига (ИТО) включает два этапа. Экспериментальные режимы ТЦО были разработаны соответственно и состоят из нескольких этапов. Первый этап ТЦО, высокотемпературный, заключается в циклическом нагреве около критической температуры  $A_1$ . Задача циклов нагрева–охлаждения – измельчить частицы карбидной фазы за счёт внутренних структурных растягивающих напряжений, обусловленных многократными полиморфными превращениями, а также провести их сфероидизацию и более полный распад твёрдого раствора посредством интенсификации диффузионных процессов. Второй этап, как и при проведении изотермического отжига, необходимо проводить при температурах ниже  $A_1$ . На данном этапе должно происходить как образование новых карбидов, вследствие изменения растворимости, так и коалесценция частиц карбидов, которые получены в результате диспергации на первом этапе.

Первый экспериментальный режим (рис. 1) ТЦО условно представляет только первый этап и включает три цикла нагрева и охлаждения.

Второй режим ТЦО (рис. 1) включает практически три этапа. Первый - три цикла нагрева до более высокой, чем по первому режиму, температуры  $A_1+65^\circ\text{C}$  и охлаждений до  $125^\circ\text{C}$  ниже  $A_1$ . Выдержки при максимальных и минимальных температурах практически отсутствуют. Задача данного этапа – образовать максимальное количество новых зародышей карбидной фазы. Второй и третий этап состоят из одного цикла с длительными изотермическими выдержками по 30 минут.

Третий режим, как и второй, включает три этапа. Первый этап был проведён при более низких температурах нагрева  $A_1+45^{\circ}\text{C}$  и более высоких температурах охлаждения  $A_1-95^{\circ}\text{C}$ .

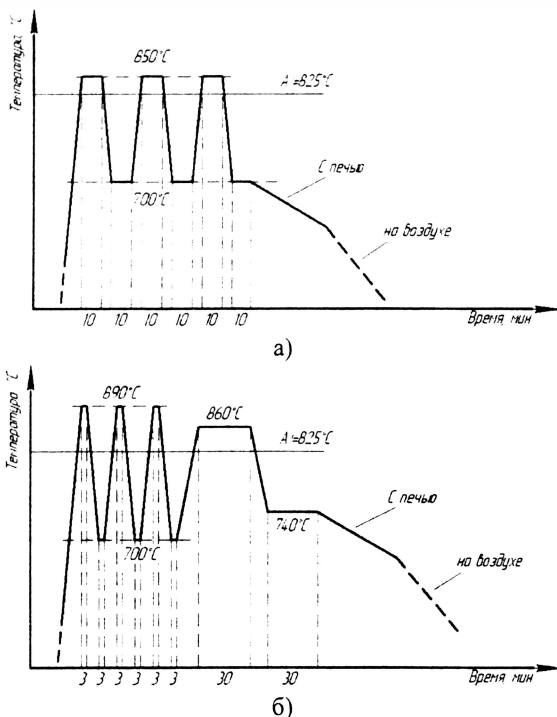


Рис. 1. Экспериментальные температурно-временные режимы ТЦО стали Р6М5  
а - режим ТЦО №1; б - режим ТЦО №2;

Второй раздел главы посвящён изучению получаемой в результате ТЦО структуры в сравнении с данными по изотермическому отжигу. Было проведено комплексное исследование образцов, а именно: изучена микроструктура и проведён количественный анализ карбидных фаз, также была измерена твёрдость.

Образцы, подвергнутые прокатке и не прошедшие термической обработки, характеризуются большой неоднородностью структуры. На сорбитном фоне хорошо различимы карбидные частицы, сильно отличающиеся по размерам. Множество групп карбидных частиц распределено по границам зёрен (рис. 2).

Главным недостатком структуры стали после прокатки является большое количество крупных карбидных частиц. Карбиды раздроблены, но имеют форму осколков. Образцы стали, подвергнутые отжигу по экспериментальным термоциклическим режимам, показывают как большую степень однородности

распределения по плоскости шлифа, так и большее количество мелких карбидов.

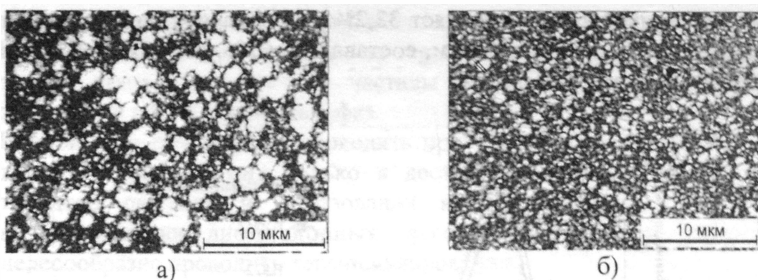


Рис.2. Микрофотографии характерных металлографических шлифов стали Р6М5 после различных режимов отжига.

а – после изотермического отжига; в – после режима ТЦО №1,

Результаты компьютерного обсъёта размеров карбидных фаз и плотности их распределения на плоскости, поперечной направлению проката и средние значения микротвёрдости образцов сталей, определённые по методу Виккерса, приведены в табл. 2.

Таблица 2.

Микротвёрдость и размерные характеристики карбидной фазы образцов стали Р6М5 после различных режимов отжига

|                                                                                     | Изотермический<br>отжиг | ТЦО №1     | ТЦО №2     | ТЦО №3     |
|-------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------|------------|------------|------------|
| Средний диаметр<br>карбидов, мкм                                                    | 0,98±0,02               | 0,60±0,015 | 0,70±0,015 | 0,67±0,015 |
| Плотность<br>распределения<br>карбидов,<br>частиц*10 <sup>-3</sup> /мм <sup>2</sup> | 200,4±3,3               | 387,4±2,6  | 290,9±2,3  | 391,6±3,5  |
| Микротвёрдость,<br>HV                                                               | 240±4,8                 | 250±4,6    | 234±4,8    | 240±4,7    |

Из кривых распределения карбидов по размерам видно, что в стали, термообработанной по режимам термоциклического отжига, размер частиц карбидов меньше, чем после ИТО. Оценка размеров карбидных частиц показала, что в структуре образцов, подвергнутых термоциклическому отжигу, по сравнению с изотермическим отжигом, преобладают карбиды средним размером до 0,75 мкм, количество более крупных карбидов с увеличением их размеров уменьшается (рис. 3).

Для изотермического отжига характерно повышенное количество крупных карбидов, уменьшение количества более мелких карбидов размером 0,25-0,50 мкм на 80% и уменьшение плотности распределения на 48% (в сравнении с

ТЦО по первому режиму). Условный пик кривой распределения смещается от 0,25-0,50 мкм, как это отмечено для всех экспериментальных режимов ТЦО, в интервал 0,50 – 0,75. При этом относительное количество карбидных частиц данных размерных групп составляет 32,2%. А суммарное количество крупных частиц, размерами 1,25 – 1,75 мкм, составляет 14,2%, что в 2 раза выше чем у образцов, подвергнутых ТЦО.

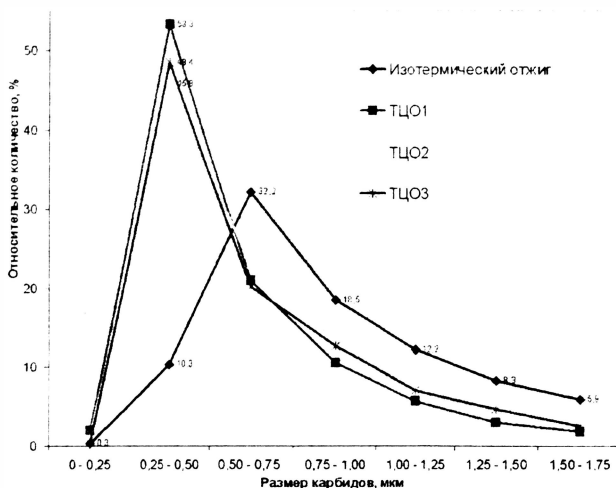


Рис. 3. Относительное распределение карбидных частиц по размерам в образцах стали Р6М5, отожженных по различным режимам

Наибольшее количество карбидов условным диаметром до 0,50 мкм сталь Р6М5 имеет после режима ТЦО №1. Для этого режима характерна также высокая плотность распределения частиц ( $387,4 \cdot 10^3$  частиц/мм<sup>2</sup>). Для полученной структуры характерна и высокая твердость – 250 НВ. Наименьшую твердость имеют образцы стали после отжига по режиму №2 – 234 НВ. При этом карбидная фаза характеризуется пониженной плотностью распределения частиц –  $290,9 \cdot 10^3$  частиц/мм<sup>2</sup>.

Таким образом, главный экспериментальный результат применения термоциклического отжига к горячекатаной стали Р6М5 состоит в диспергации карбидной фазы, т.е. в измельчении вследствие растрескивания крупных карбидных частиц. Причиной этого являются структурные напряжения, которые возникают при полиморфных превращениях, а также различия в модулях упругости, коэффициентах линейного расширения и теплоемкости матрицы и тугоплавких карбидов, в основном  $M_6C$ .

Можно также предположить, что на высокотемпературном этапе ТЦО вследствие ускорения диффузионных процессов происходит более интенсивное, чем при ИТО, образование зародышей карбидных фаз.

На основании результатов экспериментов по термоциклическому отжигу сделаны выводы, что для получения структуры быстрорежущей стали с дисперсными карбидными частицами и большой однородностью их распределения необходимо проводить отжиг в два этапа.

- Первый этап должен состоять из термоциклирования вокруг точки  $A_1$ , задача этапа – измельчить частицы и спровоцировать образование зародышей новых карбидных фаз.
- Второй этап необходимо проводить при температурах ниже  $A_1$ . Задача данного этапа состоит только в достижении более полного распада твёрдого раствора и образовании новых карбидных частиц. Для интенсификации диффузионных процессов на данном этапе также целесообразно проводить термоциклирование.

Из литературных источников известно, что скорости нагрева и охлаждения при термоциклировании играют значительную роль. Столь же важны выдержки. Таким образом необходимым является определить максимально возможные скорости нагрева и охлаждения сталей в промышленных условиях обработки и оптимальные периоды времени прогрева и выдержек заготовок. Для решения данных задач было проведено математическое и конечноэлементное моделирование этапа ТЦО (рис.4) цилиндрического образца стали Р6М5диаметром 20мм.

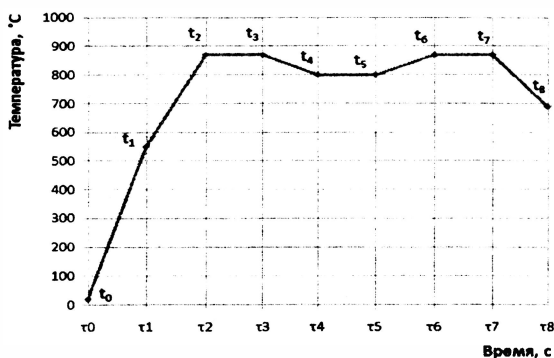


Рис. 4. Схема изменения температуры на поверхности изделий при термоциклическом отжиге

Для определения продолжительности нагрева поверхности до температуры  $t_1$  по данным конечно-элементного расчета для кривой нагрева поверхности с помощью метода наименьших квадратов было получено уравнение (1):

$$t(\tau) = 57,1766 + 2,3137\tau - 0,0027\tau^2 + 1,08 \cdot 10^{-6}\tau^3. \quad (1)$$

Значения температуры нагрева поверхности изделия на протяжении 1000 с, определенные конечно-элементным расчетом и по уравнению, совпадают на 99,93% (рис. 5). По уравнению (1) определено время нагрева поверхности изделия до температуры  $t_1$ , которое составило  $\Delta t_1 = \tau_1 - \tau_0 = 313$  с.

Длительность нагрева поверхности в интервале температур от  $t_1$  до  $t_2$  была рассчитана по аналогичной методике и составила  $\Delta t_2 = t_2 - t_1 = 1944 - 313 = 1631$  с.

Длительность выдержки при первом цикле определялась исходя из условия сквозного прогрева изделия до температуры  $t_3$ . На основе значений температуры сердцевины, полученных в предыдущем расчете, при помощи метода наименьших квадратов была получена математическая модель, устанавливающая зависимость температуры нагрева сердцевины изделия от времени (2):

$$t(\tau) = 60,537 + 1,8377\tau - 0,0018\tau^2 + 8,6532 \cdot 10^{-7}\tau^3 - 2,0478 \cdot 10^{-10}\tau^4 + 1,8648 \cdot 10^{-14}\tau^5. \quad (2)$$

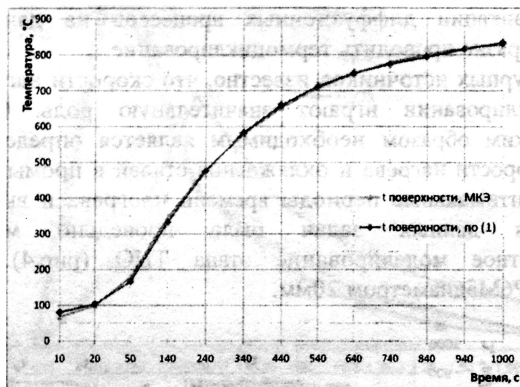


Рис. 5. Кривые нагрева поверхности, определенные конечно-элементным расчетом и по уравнению (1)

Значения температуры нагрева сердцевины изделия на протяжении 3600 с, определенные конечно-элементным расчетом и по уравнению (2), совпадают на 99,85%. Из уравнения (2) определено время прогрева сердцевины изделия до температуры  $t_3$ , которое составило от начала нагрева  $t_3 = 2084$  с. Длительность выдержки при первом цикле составила  $\Delta t_3 = t_3 - t_2 = 2084 - 1944 = 140$  с.

По разработанной методике было проведено моделирование всего этапа ТЦО (рис.4). Полученные значения температур и длительностей этапов обработки сведены в табл. 3:

Таблица 3.

Параметры термоциклического отжига

|                |    |     |      |      |      |      |      |      |      |
|----------------|----|-----|------|------|------|------|------|------|------|
| $\tau$ , с     | 0  | 313 | 1944 | 2084 | 2782 | 2824 | 3522 | 3564 | 4539 |
| $\Delta t$ , с | 0  | 313 | 1631 | 140  | 698  | 42   | 698  | 42   | 975  |
| $t$ , °C       | 20 | 550 | 870  | 870  | 800  | 800  | 870  | 870  | 690  |

На основе полученных результатов расчетов, были построены графики термоциклического отжига для точек на поверхности и в сердцевине заготовки (рис. 6).

Таким образом, по разработанной модели можно сделать выводы, что для одиночной заготовки стали Р6М5К5 время сквозного нагрева от 800°C до 870°C при рассмотренных условиях составляет примерно 6 мин, время выдержки 3 мин, а максимальная достигаемая скорость нагрева – охлаждения – 116 °C/мин. Полученные данные подтверждают предположение, что в структуре стали, подвергаемой ТЦО, возможно создание условий (градиента температур) достаточных для возникновения необходимого уровня напряжений и интенсификации диффузионных процессов.

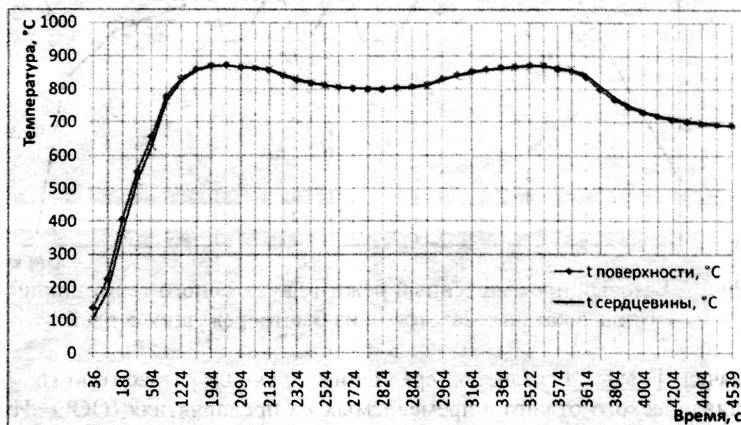


Рис. 6. График термоциклического отжига

По результатам проведённых исследований в главе 3 и литературному обзору сделаны следующие выводы:

- Термоциклический отжиг должно проводиться в два этапа.
- На первом этапе целесообразно проводить нагрев в цикле до температуры в интервале  $A_1$ - $A_3$ , а охлаждение на 5-20°C ниже  $A_1$ , что позволит за счёт возникающих внутренних растягивающих напряжений «раздробить» крупные карбидные частицы, а также стимулировать образование множества зародышей карбидной фазы.
- Второй этап обработки необходим для дополнительного распада твёрдого раствора, который реализуется в подрастании карбидных частиц.
- На втором этапе требуется проводить термоциклирование с нагревами до температур на 35-70°C ниже точки  $A_1$  и охлаждениями до температур промежуточного охлаждения. Предложенный режим интенсифицирует процесс распада твёрдого раствора и позволяет из зародышей карбидной фазы образовать карбидные частицы.
- Скорости нагрева и охлаждения в термоциклах должны быть максимально возможными для достижения максимальных градиентов температур по сечению садки.

На основании выводов предложен базовый промышленные температурно-временной режим термоциклического отжига быстрорежущих сталей умеренной и повышенной теплостойкости (рис. 7).

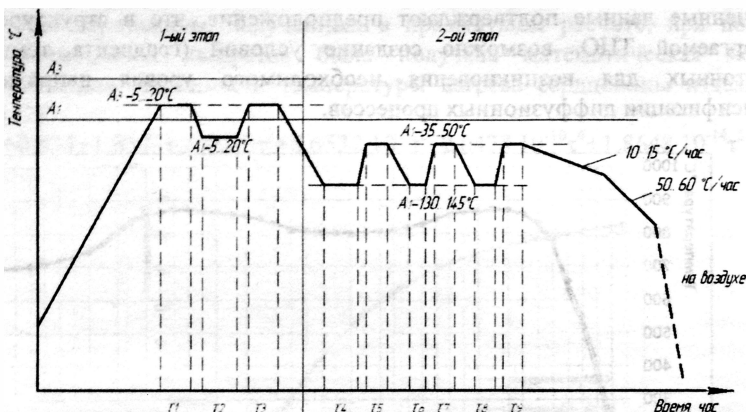


Рис. 7. Базовый промышленный режим двухэтапного термоциклического отжига катаных заготовок из быстрорежущих сталей.

Задачей Главы 4 является сравнение влияния разработанных режимов термоциклического отжига и применяемых на предприятиях (ООО «Ижсталь») режимов изотермического отжига на структуру и свойства быстрорежущих сталей Р6М5, Р6М5К5, Р9К5 и Р18.

Наибольшие изменения в карбидной фазе в результате проведения ТЦО выявлены на микрошлифах образцах сталей Р6М5 и Р6М5К5 (рис. 8):

- Полосы карбидов выражены нечётко.
- Присутствует большее количество мелких карбидов
- Распределение карбидов равномерное.
- Коалесценции частиц практически не наблюдается.

Численные результаты анализа сведены в таблицу 4.

Положительный эффект применения термоциклирования на сталях марок Р6М5 и Р6М5К5 выражается в уменьшении среднего размера карбидов примерно на 32-33% и увеличении их количества. При этом суммарная относительная площадь частиц карбидов на плоскости шлифов из-за их измельчения уменьшается.

Было предположено, что при ТЦО имеют место два основных механизма измельчения карбидных частиц: диспергация крупных карбидов в результате воздействия сильных растягивающих напряжений и образование новых зародышей карбидной фазы в аустените на первом этапе ТЦО вследствие ускорения диффузии и образование новых частиц на втором этапе ТЦО в ферритной области. Было показано, что в стали Р6М5К5 при термоциклировании образуется большее число зародышей карбидной фазы,





Количественный металлографический анализ карбидных фаз  
быстрорежущих сталей в различных состояниях

| Марка стали | Режим отжига | Относительная площадь карбидов на шлифе, % | Средний размер карбидов, мкм |
|-------------|--------------|--------------------------------------------|------------------------------|
| Р6М5        | ИТО          | 15,12±0,5                                  | 0,98±0,021                   |
|             | ТЦО          | 12,10±0,6                                  | 0,66±0,015                   |
| Р6М5К5      | ИТО          | 14,88±0,6                                  | 0,91±0,022                   |
|             | ТЦО          | 13,05±0,6                                  | 0,61±0,017                   |
| Р9К5        | ИТО          | 33,50±1,1                                  | 1,52±0,061                   |
|             | ТЦО          | 32,73±1,3                                  | 1,38±0,055                   |
| Р18         | ТЦО          | 43,67±1,9                                  | 1,88±0,065                   |

Несколько иной эффект получен в стали с большим содержанием вольфрама – Р9К5. В этой стали уменьшение размеров частиц в сравнении с результатами от проведения ИТО не достигло 9%. В стали Р18 эффекта от применения ТЦО по распределению и размерам карбидов практически не наблюдается. Полученные результаты на сталях Р9К5 и Р18 связаны с тем, что при повышенном содержании вольфрама процессы диффузии затруднены.

Микрорентгеноспектральный анализ позволил установить, что карбид ванадия типа МС состава (V, Cr, Mo)C после термоциклирования увеличивается. Так как данный карбид является вторичным и выделяется из аустенита, то можно заключить, что многократное полиморфное превращение на первом этапе ТЦО является сильным движущим фактором процесса.

Содержание вольфрама и молибдена в твёрдых растворах всех образцов, подвергнутых ТЦО понижено по сравнению с состоянием после ИТО. Это снижение составляет для вольфрама в среднем 48,1% (сталь Р6М5) и 44,5% (сталь Р6М5К5), а для молибдена – 48,5% (сталь Р6М5) и 35,3% (сталь Р6М6К5). Так как вольфрам и молибден входят в состав основного карбида быстрорежущих сталей, карбид типа  $M_6C$ , то полученный результат анализа свидетельствует об интенсивном увеличении количества карбида  $M_6C$  при термоциклировании по сравнению с ИТО. Наибольшая разница в содержании хрома между двумя режимами отжига (ТЦО и ИТО) наблюдается в стали Р6М5К5 и составляет 10%. Возможно, что это связано с тем, что после ТЦО в структуре образцов данной стали карбиды хрома типа  $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$  полностью отсутствуют. Данное утверждение подтверждено при рентгеноструктурном фазовом анализе.

Структура всех образцов включает феррит и карбиды типа  $M_6C$  и VC. При проведении изотермического отжига стали Р6М5 при распаде аустенита образуется карбид хрома типа  $M_7C_3$ , значительно усиливающий карбидную неоднородность. Отжиг по термоциклическому режиму позволяет избежать выделения данного карбида, а распад аустенита реализуется в выделении новых дисперсных частиц карбидов типа  $M_6C$  –  $(W, Mo)_3Fe_3C$  и VC. В стали Р6М5К5 наряду с карбидом типа  $M_7C_3$  в состоянии после ИТО присутствует карбид

хрома  $M_{23}C_6$ . Он также формируется из аустенита. Вероятно, что причиной данного является длительная изотермическая выдержка в  $\gamma$ -области. Фазовый состав вольфрамовой стали Р9К5 по данным рентгеноструктурного анализа после ИТО и ТЦО не отличается. Большую дисперсность частиц карбидной фазы после ТЦО подтверждает и значительное размытие дуплета линии (220) образцов в сравнении с результатами ИТО.

По данным проведённых исследований и данным литературного обзора была разработана последовательная схема структурных и фазовых превращений проходящих при двухэтапном термоциклическом отжиге быстрорежущих сталей (рис. 9, 10).

Полученные результаты структурного и фазового анализа, а именно: диспергация карбидной фазы и обеднение твёрдого раствора тугоплавкими элементами, вследствие образования новых дисперсных частиц, позволяют сделать предположение, что сталь с такими структурно-фазовыми составляющими будет иметь большую технологическую пластичность по сравнению со сталью после изотермического отжига с крупными частицами карбидов, в том числе и карбидами хрома, и более легированным тугоплавкими молибденом, вольфрамом и ванадием твёрдым раствором. Это предположение было подтверждено при испытаниях горячекатаных образцов после двух различных отжигов.

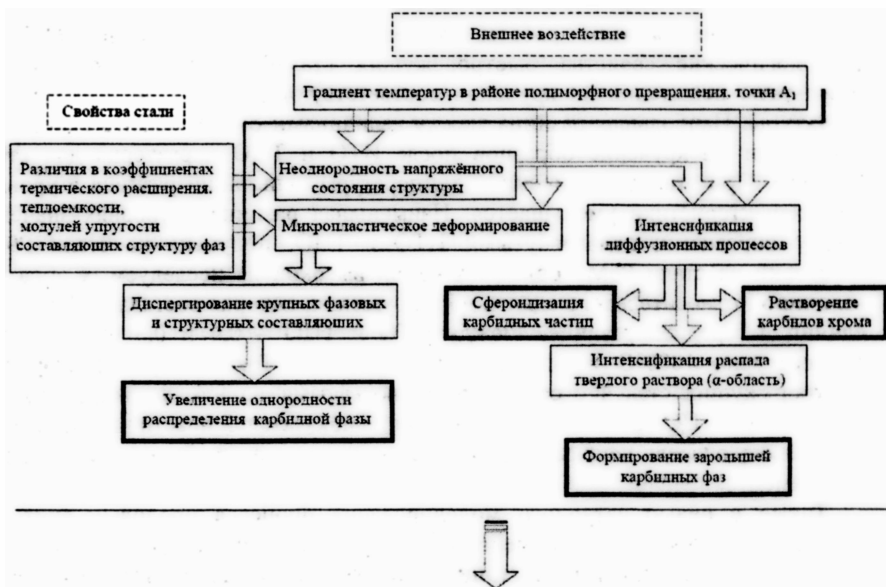


Рис. 9. Гипотетическая схема фазовых и структурных превращений при термоциклическом отжиге быстрорежущих сталей на первом этапе термоциклического отжига ( $\alpha$ - $\gamma$  область)



Рис. 10. Гипотетическая схема фазовых и структурных превращений при термоциклическом отжиге быстрорежущих сталей на втором этапе термоциклического отжига ( $\alpha$ -область)

Следующие разделы работы посвящены изучению влияния ТЦО на технологические свойства быстрорежущих сталей. Было показано, что результаты испытаний на кручение соответствуют результатам исследования структуры. Наибольшая разница между величинами относительного сдвига при испытании на кручение образцов после ИТО и ТЦО характерна для стали Р6М5К5. При этом с увеличением температуры испытаний разница в уровнях этой характеристики уменьшается. Наименьшая разница в уровнях значений между образцами, подвергнутыми ИТО и ТЦО, получена на стали Р9К5. Заготовки из стали Р6М5 обладают самой высокой из исследуемых образцов величиной относительного сдвига до разрушения, которая составляет 9,5 – 10,0 единиц, и средней разницей между ИТО и ТЦО – 0,4 и 0,3 единицы при температурах 1000°C и 1100°C соответственно. Таким образом структура быстрорежущих сталей с содержанием вольфрама до 9%, формируемая при двухэтапном ТЦО, обеспечивает повышение показателей пластичности до 10%, что в свою очередь напрямую влияет на уменьшение брака при изготовлении инструмента.

Также с целью натурального моделирования процесса продольно-винтовой прокатки и определения изменения требуемого усилия для осадки были проведены сравнительные испытания на сжатие. Было установлено, что усилия при сжатии до равных степеней осадки образцов сталей Р6М5 и Р6М5К5, прошедших ТЦО, в среднем на 12% и 20% соответственно ниже, чем после ИТО. Что свидетельствует о повышении пластичности заготовок.

При проведении испытаний на изнашивание было установлено, что объём изношенный лунки образцов после ИТО практически равен для образцов сталей

Р6М5 и Р6М5К5 и больший для стали Р9К5. В работе показано, что данная тенденция сохраняется и для образцов после проведения ТЦО. При этом отмечается и небольшая тенденция к уменьшению величины износа образцов после ТЦО. Разницы в результатах испытаний образцов после ИТО и ТЦО превышают значения доверительного интервала при длительных (более 500 оборотов диска) испытаниях. Вероятно при большем числе оборотов или применении другого метода испытаний на износ разница в результатах будет проявляться в большей мере.

#### Общие выводы и результаты работы:

1. Решена научно-техническая задача по разработке технологии двухэтапного термоциклического отжига горячекатаных заготовок из быстрорежущих сталей марок Р6М5, Р6М5К5 и Р9К5 с целью повышения технологической пластичности;

2. Показана применимость и существенное положительное влияние двухэтапного термоциклического отжига на структуру и свойства быстрорежущих сталей с содержанием вольфрама не более 9% (Р6М5 и Р6М5К5, Р9К5) и снижение эффективности ТЦО, вплоть до полного отсутствия, для сталей с высоким содержанием вольфрама (Р18).

3. Разработан базовый температурно-временной режим термоциклического отжига состоящий из двух этапов: первый этап – термоциклирование около точки полиморфного превращения; второй – термоциклирование в интервале температур 35 – 70°C ниже точки  $A_1$ .

4. С целью определения минимально необходимых периодов и достигаемых скоростей нагрева и охлаждения заготовок в термоцикле проведено числовое и конечноэлементное компьютерное моделирование участка базового режима ТЦО;

5. При сравнении изотермического и термоциклического режимов отжига было показано, что ТЦО способствует:

- уменьшению размеров частиц карбидной фазы в среднем на 33%;
- снижению карбидной неоднородности;
- снижению микротвёрдости твёрдого раствора на 8 – 16%;
- увеличению плотности распределения карбидов в среднем на 50%;

6. Экспериментально показано, что в быстрорежущих сталях с содержанием до 20 – 22% карбидов вольфрама на первом этапе термоциклического отжига в условиях градиента температур 100 – 150°C и скоростях нагрева и охлаждения до 316 °C/мин за счёт возникновения внутренних растягивающих напряжений и интенсификации диффузионных процессов происходит диспергация частиц карбидов;

7. Установлено, что при ТЦО по сравнению с ИТО происходит снижение легированности твёрдого раствора молибденом на 48%, вольфрамом на 44,5% и ванадием на 24,8% и увеличение легированности хромом на 10%, что связано с образованием карбидов вольфрама, молибдена типа  $M_6C$  и ванадия типа  $MC$  и растворением карбидов на основе хрома  $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$ ;

8. Установлено отличие состава карбидной фазы в сталях Р6М5 и Р6М5К5 при отжиге по термоциклическому и изотермическому режимам, а именно отсутствие в структуре сталей после ТЦО карбидов хрома;

9. Экспериментально показано, что в результате применения ТЦО в сравнении с ИТО в структуре быстрорежущих сталей происходит увеличение количества частиц карбидов типа  $M_6C$  и  $VC$ ;

10. Разработана схема структурных и фазовых превращений при ТЦО;

11. По результатам испытаний на кручение и сжатие установлено, что замена применяемого изотермического отжига на термоциклический отжиг по разработанному режиму позволяет повысить технологическую пластичность быстрорежущих сталей Р6М5 и Р6М5К5 в среднем на 10% и снизить требуемое усилие на сжатие на 12 – 20%;

12. Показано, что замена ИТО на ТЦО в технологии изготовления инструмента позволяет уменьшить брак за первый год применения на 13%, за второй год на 45%;

13. Показано влияние термоциклического отжига на износостойкость быстрорежущих сталей в состоянии после полной термообработки: закалки и трёхкратного отпуска. Применение ТЦО вместо ИТО не только не ухудшает износостойкость быстрорежущей стали, но и несколько повышает их. Повышение износостойкости образцов составило 3 – 5%.

Основное содержание работы отражено в следующих работах:

1. Зинченко С.А., Тарасенко Л.В., Пантелеев И.А. Термоциклический отжиг полуфабрикатов из быстрорежущих сталей // Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-штамповое, литейное и другие производства). 2011. № 2. С. 36-41.

2. Пантелеев И.А. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства быстрорежущих сталей Р6М5 и Р6М5К5 // VII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов: Сб. статей / Под редакцией академика РАН Ю.В. Цветкова [и др.] М., 2010. С. 53 – 54.

3. Пантелеев И.А. Термоциклическая обработка быстрорежущих сталей // X Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлоспециалистов-молодых ученых: Материалы семинара. Екатеринбург, 2009. С. 257 – 259.

4. Пантелеев И.А. Влияние термоциклического отжига на структуру и свойства быстрорежущих сталей Р6М5 и Р6М5К5 // Будущее машиностроения России: Сб. тр. Всерос. конф. молодых учёных и специалистов. М., 2010. С.117 – 118.

5. Пантелеев И.А., Зинченко С.А., Тарасенко Л.В. Структура быстрорежущих сталей после термоциклической обработки // V Евразийская научно-практическая конференции "Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2010": Сб. тр. МИСИС. М., 2010. С.58.

6. Пантелеев И.А., Зинченко С.А., Тарасенко Л.В. Структура и фазовый состав быстрорежущих сталей после термоциклической обработки // Новые стали для машиностроения и их термическая обработка: Сб. тезисов докладов Всероссийской научно-технической конференции. Тольятти, 2011. С.44.