

Донецкий государственный технический университет

На правах рукописи

БРУСИЛОВСКИЙ Борис Аркадьевич

РАЗРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНО-МЕТОДИЧЕСКОЙ БАЗЫ
РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА И ЕЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ
ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ
ИЗДЕЛИЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ

Специальность 05.16.01 - "Металловедение и термическая
обработка металлов"

Автореферат

диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

ДОНЕЦК - 1996

Диссертация является рукописью.

Работа выполнена на АО "Ново-Краматорский машиностроительный завод" и на кафедре металловедения и термической обработки Донбасской государственной машиностроительной академии.

Официальные оппоненты: Доктор технических наук, профессор Баранов Александр Александрович;

доктор физико-математических наук, профессор Игнатенко Петр Иванович;

доктор технических наук, зав.отделом института проблем литья НАН Украины Кондратик Станислав Евгеньевич.

Безущая организация - Старо-Краматорский машиностроительный завод (г.Краматорск, Донецкой обл.).

Защита состоится "21 Декабря 1995 года в 12 часов 00 минут на заседании специализированного совета Д 06.04.03 в Донецком государственном техническом университете. Адрес: 340000, г.Донецк, ул. Артема, 58, 5-й учебный корпус, аудитория 353.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Донецкого государственного технического университета.

Автореферат разослан "19" октября 1995г.

Ученый секретарь специализированного совета Д 06.04.03

В.С.Савиро
В.С.Савиро

ЛНБ України ім.В.Стефаніка



00761466 (U)

ЛНБ ім. В. Стефаніка
АН України

Донецкий государственный технический университет

На правах рукописи

БРУСИЛОВСКИЙ Борис Аркадьевич

**РАЗРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНО-МЕТОДИЧЕСКОЙ БАЗЫ
РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА И ЕЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ
ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ
ИЗДЕЛИЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ**

**Специальность 05.16.01 - "Металловедение и термическая
обработка металлов"**

Автореферат

**диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук**

ДОНЕЦК - 1996

AB 33.305

Директор: [Имя]
Ученый секретарь: [Имя]
Структурный отдел: [Имя]
Ученый секретарь: [Имя]

ИИИИ Украина в С.С.Ф.Р.



00761466 (U)

Профессор [Имя]
Академик [Имя]
Институт [Имя]
[Имя]
[Имя]

Ученый секретарь: [Имя]

1980 год
[Имя]
[Имя]

Ученый секретарь: [Имя]

[Имя]

Ученый секретарь: [Имя]

ИИИИ Украина в С.С.Ф.Р.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ.

Актуальность проблемы. В машиностроении реализуются многочасовые циклы термической обработки, в процессе которой формируются наиболее важные свойства крупногабаритных дорогостоящих изделий. Традиционные средства контроля качества выполнения режимов /измерение твердости, вырезка технологических проб/недостаточно эффективны, так как не способны реагировать на тонкие изменения в структуре. Сокращение длительности циклов и совершенствование средств контроля - взаимосвязанные проблемы, которые одинаково актуальны.

Рентгеноструктурный анализ, играющий важную роль при разработке концептуальных задач материаловедения, таит в себе неиспользованные возможности по решению этих проблем. Его критерия являются важными носителями информации о фазовом составе и структурном состоянии металла. Есть у анализа еще одно достоинство: он относится к категории "неразрушающих" и может осуществляться непосредственно на натуральных крупногабаритных изделиях. Последнее особенно важно не только при организации оперативного контроля качества термической обработки изделий, но и при выполнении исследований, направленных на оптимизацию технологических режимов, ибо моделирование производственных процессов на миниатюрных лабораторных образцах не всегда является оправданным. Назрела необходимость в создании инструментально-методологической базы, включающей новые методические средства и переносные рентгеновские камеры с нетрадиционными схемами фокусирования дифракционных линий, для ведения анализа непосредственно на крупногабаритных производственных объектах.

При создании базы использовали номенклатуру изделий Краматорских заводов. Основное внимание было уделено прокатным валкам разных типоразмеров, особенно валкам холодной прокатки с диаметром бочки 500 мм - наиболее массовой продукции АО "Ново-Краматорский машиностроительный завод". Проблема качества прокатных валков имеет самостоятельный смысл и всегда является актуальной.

Диссертационная работа выполнена на АО "Ново-Краматорский машиностроительный завод" и на кафедре ме-

талловедения и термической обработки металлов Донбасской Государственной машиностроительной академии.

Цель работы. Повышение качества изделий машиностроения на основе исследования, структурообразования при их термической обработке методами рентгеноструктурного анализа.

Для достижения цели в работе решали следующие задачи:

- поиск перспективных направлений использования рентгеноструктурного анализа в машиностроении,
- создание инструментально-методической базы для ведения рентгеноструктурного анализа непосредственно на поверхности крупноразмерных изделий,
- накопление экспериментальных данных по структурным изменениям при упрочняющей обработке изделий машиностроения,
- совершенствование существующих и создание новых технологий термообработки изделий,
- разработка рентгеновских критериев для осуществления массового контроля качества термообработки изделий в цеховых условиях.

Научная новизна:

- разработана инструментально-методическая база рентгеноструктурного анализа, состоящая из рентгеновских камер новой серии с нетрадиционными схемами фокусирования линий и методик фазового анализа, определения тетрагональности мартенсита и остаточных напряжений, отличающихся повышенной чувствительностью и экспрессностью;

- впервые в поверхностно закаленном слое изделий обнаружены две модификации мартенсита, ϵ -карбид, которые ранее были выявлены на малых лабораторных образцах, преимущественно монокристаллах;

- вопреки традиционным представлениям в хромосодержащих валковых сталях обнаружен графит при выполнении изотермического отжига, появлению которого способствуют структурные несовершенства, внесенные предшествующей деформацией;

- показано, что максимумы распределения остаточного аустенита по глубине закаленного слоя изделий обусловлены реализацией промежуточного превращения в переходной зоне и сохранением в остаточном аустените двух составляющих исходного аустенита: высокоуглеродистой и низкоуглеродис-

той;

- установлено, что поле внутренних напряжений оказывает влияние на температурно-временные характеристики структурных изменений при разных вариантах низкого отпуска поверхностно закаленных изделий;

- разработаны принципы направленного воздействия на шпину остаточных напряжений поверхностно закаленных изделий, которые заключаются в регулировании термических напряжений путем предварительных подогревов;

- впервые обнаружены и обоснованы изменения в неравновесных структурах закаленных инструментальных сталей под воздействием вибрации, что создает перспективу использования виброобработки взамен термообработки.

Практическая значимость работы:

- определены направления эффективного использования рентгеноструктурного анализа на заводах машиностроения: сокращение длительных циклов термообработки, разработка новых технологий поверхностного упрочнения, изучение механизма появления дефектных образований, создание новых композиций сталей и пр.;

- показана возможность использования новых камер и методов для массового контроля качества изделий в цеховых условиях, а также для совершенствования существующих и разработки новых технологий упрочняющей обработки изделий;

- инструментально-методическая база, представленная в настоящей работе, позволяет расширить круг задач прикладного рентгеноструктурного анализа: обнаружение фаз низких содержаний, определение степени тетрагональности мартенсита, определение количеств остаточного аустенита, цементита, графита и пр.;

- разработаны новые режимы поверхностной закалки с использованием предварительных подогревов и сокращенные режимы низкотемпературного отпуска валков холодной прокатки, технологические режимы поверхностного упрочнения пластической деформацией изделий типа валов, виброобработки корпусных деталей, термообработки станин для тяжелых токарных станков и пр.

Реализация результатов работы в промышленности. В одном из цехов АО "НПОЗ" организован специализированный участок рентгеноструктурного анализа, на котором накоп-

ливали экспериментальный материал по результатам исследования изделий, а также осуществляли массовый контроль качества термообработки валков холодной прокатки.

На основании исследований внедрены в производство технологические процессы:

- закалка прокатных валков с индукционного нагрева с предварительным печным подогревом /АО "НМЗ"; Ижорский завод/;
- закалка валков холодной прокатки с индукционными подогревами и с нормализацией перед завершающим подогревом /АО "НМЗ"/;
- новые технологические процессы отпуска валков холодной прокатки /АО "НМЗ"/;
- упрочняющая обкатка роликами крупных деталей типа валов /АО "НМЗ"/;
- вибростабилизационная обработка корпусных деталей /ПО "КЗТС"/.

Экономический эффект от внедрения разработок за два года только по процессам термической обработки валков холодной прокатки на АО "НМЗ" составил 1,5 миллиона рублей в ценах до 1985 года.

Имеются сведения об использовании новых методов анализа и новых технологий, представленных в настоящей работе, на заводах и институтах Харькова, Запорожья, Минска и других городов. К рекомендациям работы проявили интерес специалисты ряда зарубежных фирм и информационных центров (США, ФРГ, Великобритания, Нидерланды).

На защиту выносятся:

- рентгеновские камеры новой серии для ведения анализа на поверхности изделий и новые методы анализа с повышенной чувствительностью и экспрессностью;
- результаты исследования фазового состава, свидетельствующие о присутствии в поверхностно закаленном слое изделий типа прокатных валков двух модификаций мартенсита, двух модификаций остаточного аустенита, ϵ -карбида и других карбидов, графика 3;
- закономерности структурообразования при выполнении разных режимов закалки, отпуска, поверхностного упрочнения, виброобработки изделий машиностроения;
- принципы направленного регулирования остаточных напряжений при поверхностной закалке изделий и стабили-

зационных процессов при осуществлении их отпуска;

- новые технологии закалки и отпуска прокатных валков, а также технологии упрочняющей обработки разных изделий машиностроения.

Апробация работы. Основные положения и результаты работы докладывались и обсуждались на Всесоюзных конференциях и совещаниях /г. Ленинград, 1958, 1986, г. Ростов, 1971, г. Киев, 1973, г. Донецк, 1981, 1985, г. Запорожье, 1989, г. Краматорск, 1961/ на межреспубликанских семинарах и конференциях /г. Пенза, 1976, г. Запорожье, 1988, г. Киев, 1988, 1991/, на техническом совете АО "Ново-Краматорский машиностроительный завод" /г. Краматорск, 1962/, на научных семинарах кафедры металловедения и термической обработки металлов Донецкого государственного технического университета /г. Донецк, 1965, 1994/, на научных семинарах кафедры металловедения и термической обработки металлов Донбасской Государственной машиностроительной академии /г. Краматорск, 1967, 1972, 1977, 1987, 1991, 1993/, на научно-технических конференциях профессорско-преподавательского состава Донбасской государственной машиностроительной академии /г. Краматорск, 1973, 1975, 1977, 1983, 1992/.

Раздел работы "Совершенствование технологии отпуска валков холодной прокатки" удостоен премии имени академика Н.А. Минкевича по итогам Всесоюзного конкурса ЦИ НТО МАШПРОМ.

Публикации. Основное содержание работы отражено в 44 печатных публикациях и защищено 10 авторскими свидетельствами.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, шести глав, содержит 253 страницы машинописного текста, 92 рисунка, 26 таблиц. Список использованных литературных источников включает 305 наименований.

КАМЕРЫ ДЛЯ РЕНТГЕНОВСКОГО АНАЛИЗА

Переход от традиционных объектов /"столбики", "шкифы"/ к крупногабаритным изделиям вызвал необходимость создания новых конструкций рентгеновских камер, в основу которых легли следующие условия, регламентирующие геометрию хода рентгеновских лучей:

1. Три элемента фокусирования - фокус трубки, по-

верхность изделия, дифракционная линия - расположены на одной окружности, которая касается поверхности изделия в точке падения первичного луча.

2. Поверхность объекта анализа безгранична в двух измерениях.

3. Линейные и угловые параметры фокусирования связаны между собой соотношением:

$$\alpha/R = \sin \Phi / \sin (2\theta - \Phi), \quad (I)$$

где α и R фокусирующие расстояния, Φ - угол падения, θ - брегговский угол.

Анализ формулы (I) позволяет получить математические условия для четырех фокусирующих схем, используемых в настоящей работе:

1. Если $\alpha > R$, то $\theta < \Phi < 2\theta$. Этот вариант известен в литературе как съемка "от шлифа" по Курджинову.

2. Если $\alpha < R$, то $\Phi < \theta$. Выбор варианта может оказаться полезным, когда надо увеличить фокусирующее расстояние, не прибегая к потере светосильности пучка, например, для более полного разделения близко расположенных линий при фазовом анализе.

3. Если $\alpha = R$, то $\Phi = \theta$. Получим вариант фокусирования, известный как съемка по Бреггу-Брентано, который лежит в основе гониометрических устройств дифрактометров.

4. Если $\alpha > R$, $\Phi = 90^\circ$, то формула (I) примет вид $R = \alpha \cos(180 - 2\theta)$. Она описывает условие фокусирования по известной схеме Закса.

Четыре варианта фокусирования одинаково справедливы как для камер с фотографической регистрацией, так и для гониометров при съемке на рентгеновских дифрактометрах. Однако переносные дифрактометры пока массового распространения не получили: отечественная промышленность их не производит. Поэтому в сложившейся обстановке оказались уместными конструкции рентгеновских камер с фотографической регистрацией дифракционных спектров. Заметим, что одно направление не исключает другого. Камеры с фотографической регистрацией в определенных условиях / работа в горячих и запыленных цехах / могут оказаться более эффективными, чем дорогостоящие переносные дифрактометры.

Ниже приведены описания фокусирующих схем для переносных рентгеновских камер разных конструкций.

Камера для фазового анализа. Новизна геометрической схемы

/рис.1/ - в раздвоении первичного пучка. Одна часть постоянной интенсивности направляется на изделие, другая часть регулируемой интенсивности - на эталон, плоскость которого несколько смещена относительно плоскости изделия, но параллельна ей. В схеме впервые реализована идея регулирования интенсивности эталонной линии за счет вариации диаметра диафрагмы.

Универсальная камера первой модели. В геометрическую схему камеры для фазового анализа заложена единственная ситуация фокусирования для одной линии спектра. Функциональные возможности универсальной камеры были расширены за счет создания многократных ситуаций фокусирования для разных линий рентгеновского спектра.

Впервые схема предусматривала возможность вариации угла падения первичного пучка таким образом, чтобы для всех фокусирующих ситуаций угол между отраженными лучами и поверхностью изделий был одинаковым. Отраженные лучи при всех вариантах съемки располагались в одной и той же зоне, упрощались поиск и регистрация рентгеновских линий /рис.2/.

Универсальная камера второй модели. В универсальной камере второй модели источник лучей перемещался не по горизонтали /рис.2/ как в первой модели, а по окружности. Расстояние от фокуса до изделия при повороте рентгеновской трубки оставалось неизменным. Упрощались настроечные операции.

Камера для определения остаточных напряжений.

Нетрадиционность геометрии съемки состояла в том, что кассету с пленкой располагали не под прямым углом к оси первичного пучка, а под углом $2\theta - 90^\circ$ /рис.3/. Благодаря такому расположению камера становилась самофокусирующей, повышалось качество фокусирования дифракционных линий. Это условие, как будет показано в дальнейшем, сделало возможным использование рентгеновской камеры для съемки в условиях меняющегося фокусного расстояния /метод эллиптических отверстий при построении эпилы распределения остаточных напряжений в закаленных валках/.

В одном из цехов АО "Ново-Краматорский машиностроительный завод" был оборудован участок рентгеноструктурного анализа, на котором проверяли работоспособность рентгеновских камер, выполняли массовый контроль качества тер-



Рис. 1. Ход лучей в камере для фазового анализа /1 - фокус трубки, 2 - объект, 3 - эталон, 4, 5, 6 - аналитические линии/.

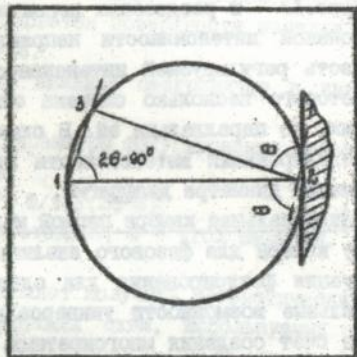


Рис. 3. Ход лучей в камере для определения остаточных напряжений /1-фокус трубки, 2-объект, 3-аналитическая линия/.

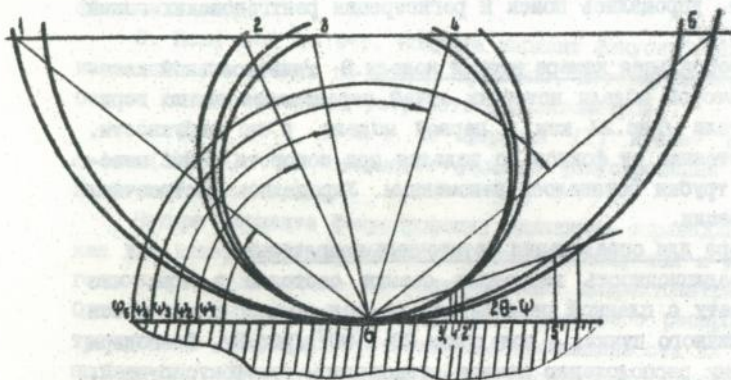


Рис. 2. Ход лучей в универсальной камере первой модели /1, 2, 3, 4, 5-положения фокуса трубки, 6-объект, 7-направление распространения отражённых лучей, 1, 2, 3, 4, 5-положения кассеты с плёнкой при съёмке разных линий/.

мической обработки прокатных валков текущего производства, а также исследования, направленные на совершенствование технологий производства.

МЕТОДЫ РЕНТГЕНОВСКОГО АНАЛИЗА

Помимо инструментальной базы разрабатывали также и методологическую - комплекс оригинальных методов прикладного рентгеноструктурного анализа, характеризующих тонкие изменения структурного состояния, фазового состава, остаточных напряжений по ходу производства изделий. Комплекс состоял из 9 методов.

Определение степени тетрагональности мартенсита. Разработали три варианта метода:

1. Степень тетрагональности c/a определяли по междублетному расстоянию δ , используя наиболее интенсивные неперекрывающиеся составляющие дублета (011), (101) и (110). Применительно к условиям съемки в переносной камере для фазового анализа:

$$c/a = 1 + \delta \operatorname{ctg} \theta / R \cos(2\theta - \Phi), \quad (2)$$

где Φ - угол падения лучей, θ - брегговский угол.

Точность анализа сравнительно невысока: при визуальном измерении - 0,1% углерода, при микрофотометрическом - 0,02% углерода /пересчет значения c/a на содержание углерода в решетке мартенсита производили при помощи формулы Курдюмова/.

2. Степень тетрагональности c/a определяли по междублетному расстоянию δ , используя наиболее интенсивные перекрывающиеся составляющие дублета (011), (101), (110). Для количественной расшифровки суммарной линии на предмет определения междублетного расстояния был разработан метод, в основе которого лежит идея моделирования экспериментальных фотометрических или дифрактометрических кривых, описывающих профиль линии, функциями Гаусса или Коши /метод моделирования/.

Так как близко расположенная линия (111) остаточного аустенита затрудняла определение суммарной ширины, в работе использовали другой экспериментальный параметр - высоту пика неразделенных составляющих дублета. Точность определения концентрации углерода в решетке мартенсита методом моделирования составляла 0,02%.

3. Степень тетрагональности c/a определяли по эффекту смещения дифракционной линии с тремя одинаковыми индексе-

ми. Использовали линии (222) в медном излучении /возможны и другие варианты/. Степень тетрагональности определяли по формуле:

$$c/a = (a^2 \sin^2 \theta / \lambda^2 - 2)^{-1/2}, \quad (3)$$

где $a = a_0 - 0,015\rho$ - параметр решетки по формуле Курдимова, a_0 - параметр решетки стали в отожженном состоянии, ρ - содержание углерода в стали, λ - длина волны излучения.

Чем меньше углерода в решетке мартенсита, тем точнее определяется положение максимума. Метод удобен для определения тетрагональности отпущенного мартенсита. Точность можно довести до 0,01% углерода.

Определение количества остаточного аустенита. Количество остаточного аустенита в закаленной стали определяли по интенсивности линии (III) - наиболее сильной линии спектра. Метод основан на сравнении интенсивности этой линии с регулируемой интенсивностью линии (II0) эталона из той же стали. Количество остаточного аустенита определяли по формуле:

$$C_{\gamma} = (100/t) (f_{\alpha} / f_{\gamma}) (I_{111} / I'_{110}), \quad (4)$$

где f_{α} и f_{γ} отражательные способности кристаллографических плоскостей α - и γ - фаз, I_{111} и I'_{110} - интенсивности соответственно линий аустенита и эталона, t - параметр регулировки.

Точность анализа при использовании микрофотометра составляла 5%.

Определение количества цементита. Метод основан на сравнении одноименных линий цементитной фазы образца и эталона. В качестве эталона использовали тщательно отожженный образец из той же стали, что и анализируемый. Содержание цементита в эталоне при анализе углеродистых или малолегированных сталей можно определять по диаграмме "железо-цементит".

В качестве аналитических линий, необходимых для анализа, использовали близко расположенные, но достаточно интенсивные линии цементитной фазы (202), (113), (122) образца и эталона. Возможности метода удалось расширить в результате применения избирательного электролитического травления.

Относительная ошибка при определении цементита не превосходила 20%. При выявлении количеств, соразмерных с

содержанием эталона, она составляла 5%.

Определение количества графита. Решали задачу количественного фазового анализа для системы, состоящей из n -фаз. Исходили из предположения, что в анализируемом образце содержатся четыре фазы: мартенсит, остаточный аустенит, карбид цементитного типа и графит. В результате решения системы уравнений получали:

$$X_i = (I/K_{i1}) (I_1/I_1) X_1 ;$$

$$X_1 = \left[1 + \sum_{i=2}^n (I/K_{i1}) (I_1/I_1) \right]^{-1} ; \quad (6)$$

где X_i - весовые доли фаз,

K_{i1} - постоянные для данного сплава коэффициенты,

I_i - интенсивности линий фаз,

i - номер фазы.

Для определения коэффициентов K_{i1} необходимы эталоны с заведомо известными весовыми долями фаз. Новые подходы обнаружались при выборе аналитических линий сравнения и при разработке методики эталонирования. Относительная ошибка: от 10 до 20%.

Определение остаточных напряжений. Для решения проблемы разработали три метода:

1. Метод наплавленных датчиков. На поверхность изделия до закалки наплавливали миниатюрный датчик из ферритной ванадийсодержащей стали, не претерпевавшей фазовых превращений при термической обработке. При закалке датчик принимал напряженное состояние поверхности изделия, на которую был наплавлен. Обратные рентгеновские снимки, полученные до и после закалки, имели линии с четкой фокусировкой, благодаря чему существенно повышалась эффективность рентгеновского анализа по определению остаточных напряжений на закаленной поверхности крупногабаритных изделий.

2. Метод зондирующих отверстий. Стремление исследовать остаточные напряжения на глубине неизбежно сопряжено с необходимостью резки изделия. Важно избрать наименее трудоемкую схему нарушения целостности изделия. Такая схема заложена в методе зондирующих отверстий.

Поверхностный слой опытного вала зондировали отверстиями переменной глубины, на доньшки которых наплавливали датчики. Полагали, что датчик свидетельствует о напряженном состоянии в концентрическом слое, расположенном на уровне дна отверстия.

Для снятия локальных напряжений, возникающих при наплавке, валок с датчиками тщательно отжигали. От каждого датчика получали рентгеновские снимки, характеризующие "нулевое" состояние параметра кристаллической решетки. После закалки снова получали снимки от тех же датчиков. Полученную информацию использовали для определения остаточных напряжений.

3. Метод расшифровки односторонних рентгеновских снимков.
Конструкция камеры /рис.3/ позволяла получать односторонние снимки, поэтому был разработан метод их количественной расшифровки.

Параметр кристаллической решетки датчика определяли по отношению разностей расстояний между линиями железа материала датчика и серебряного эталона на одностороннем снимке. Например, при съемке стальных объектов в кобальтовом излучении использовали линии (310) железа и линии (331), (420) серебра.

Рентгеновский метод определения суммы двух главных составляющих плосконапряженного состояния имел точность до 80 Н/мм^2 .

СИСТЕМА ОБНАРУЖЕНИЯ ФАЗ НИЗКИХ СОДЕРЖАНИЙ (ФНС)

Система направлена на идентификацию фаз, выходящих на грани выявления, например, карбидов в легированных сталях /ФНС первого порядка/. Для решения проблемы разработали систему методических приемов:

1. Анализ априорной информации.
2. Формирование информационных данных по профилю дифракционной линии с последующей обработкой при помощи F -критерия /критерия Фишера/.
3. Последовательный анализ, если фаза не обнаружена.

На этапе априорного анализа оптимизировали условия поиска ФНС. Возможные фазы прогнозировали на основании химического состава, технологии производства стали, с помощью картотек и справочных данных выбирали наиболее благоприятные линии для качественного анализа, осуществляли планирование эксперимента.

На втором этапе накапливали информацию о дифракционном профиле аналитической линии в соответствии с рекомендациями априорного анализа. Достаточное с доверительной вероятностью γ присутствие линии в интервале записи:

$$S_{\alpha}^2/S_{\beta}^2 \geq F_{\gamma} [(n-1), n(m-1)], \quad (7)$$

где F_{γ} — табличное значение F -критерия, S_{α}^2 — дисперсия адекватности, S_{β}^2 — дисперсия воспроизводимости, $(n-1)$ — число степеней свободы S_{α}^2 , $n(m-1)$ — число степеней свободы S_{β}^2 .

Вычислительные операции по определению отношений дисперсий целесообразно выполнять на ЭВМ согласно специально разработанному алгоритму. Если условие (7) выполнено, то линия выявлена и фаза обнаружена. В противном случае следует третий этап — последовательный анализ.

Последовательный анализ — многоступенчатая система накопления информации с проверкой условия (7) после каждой ступени. Первая "стартовая" ступень предполагала накопление $2 \cdot 10^4$ импульсов на точку профиля линии. Процесс наращивания информации являлся двух- или трехступенчатым. Теоретический рубеж накопления импульсов — 10^7 . Если на завершающей ступени линия не обнаружена, то следует считать, что фаза в образце отсутствует.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАКАЛЕННОМ СЛОЕ ВАЛКОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

Валки холодной прокатки изготавливали из сталей 9Х2МФ и 60Х2СМФ по традиционной технологии, принятой на АО "Ново-Краматорский машиностроительный завод". Предварительную термическую обработку осуществляли по режиму двойной нормализации с отпуском (три изотермические выдержки при 950, 850 и 650°C). Окончательная термообработка: закалка с индукционного нагрева с последующими длительными циклами отпуска и стерения.

Структурное состояние мартенсита. В результате закалки значительная часть углерода оставалась в кристаллической решетке мартенсита. Дефицит по сравнению с химическим составом — от 0,15 до 0,20%. Как будет показано в дальнейшем, именно столько углерода расходовалось на формирование карбидных фаз и графита.

После отпуска исследовали рентгеновские спектры разных участков по глубине поверхностного слоя валка из стали 9Х2МФ. Обращает на себя внимание сочетание модификаций α - и ϵ -мартенсита, а также двух модификаций остаточного аустенита /рис.4/.

На дифрактограммах 1 и 2 /закаленный слой/ наблюдали три четких максимума: (222) α -мартенсита, (222) ϵ -мартенсита

и (3II) остаточного аустенита. Содержание углерода в каждой из модификаций мартенсита: 0,78/а/ и 0,20%/з/. Определяя площади под дифракционными кривыми, можно приблизительно оценить количественное соотношение между двумя мартенситными модификациями: а:з=1:3.

Дифрактограммы 3 и 4 соответствуют структурам переходной зоны. На них обнаруживаются пики а- и з- мартенсита. При этом наблюдается тенденция смещения пика а-мартенсита в сторону больших углов. Надо полагать, что по мере продвижения в глубину вала происходит все большее обеднение углеродом исходного аустенита вследствие выделения "проб-инитного" цементита. Что касается смещения пика з-мартенсита в сторону больших углов, то это обусловлено заметным возрастанием доли ферритной фазы в продуктах превращений.

Своеобразны изменения положений пика линии (33I) остаточного аустенита. На дифрактограмме 3 помимо одного аустенита $2\theta=138^{\circ}20'$ намечается появление другого аустенита $2\theta=136^{\circ}40'$. На дифрактограмме 4 уже преобладает другой аустенит. Появление второй модификации объясняется с позиции теории бейнитного превращения.

Дифрактограмма 5 имеет четкий профиль, типичный для феррита.

Остаточный аустенит в поверхностном слое валков. На поверхности закаленных валков содержание остаточного аустенита изменялось в широком интервале: 15-30%/сталь 9Х2МН/ и 8-15%/сталь 60Х2СМН/.

При низкотемпературном отпуске, вопреки традиционным представлениям, происходит частичный распад аустенитной фазы, который можно объяснить дестабилизирующим влиянием межфазных напряжений.

Распределение остаточного аустенита по глубине изучали на образцах, вырезанных из поверхностного слоя оптического вала. Кривая распределения (рис. 5А) имеет два четко выраженных максимума: один в закаленном слое, другой - в переходной зоне. Первый максимум объясняется особенностями распределения температурного поля, второй - спецификой промежуточного превращения. Специфика превращения - в образовании на начальной стадии двух аустенитных составляющих с разной концентрацией углерода. Повышенное значение мартенситной точки высокоуглеродистой составляющей -

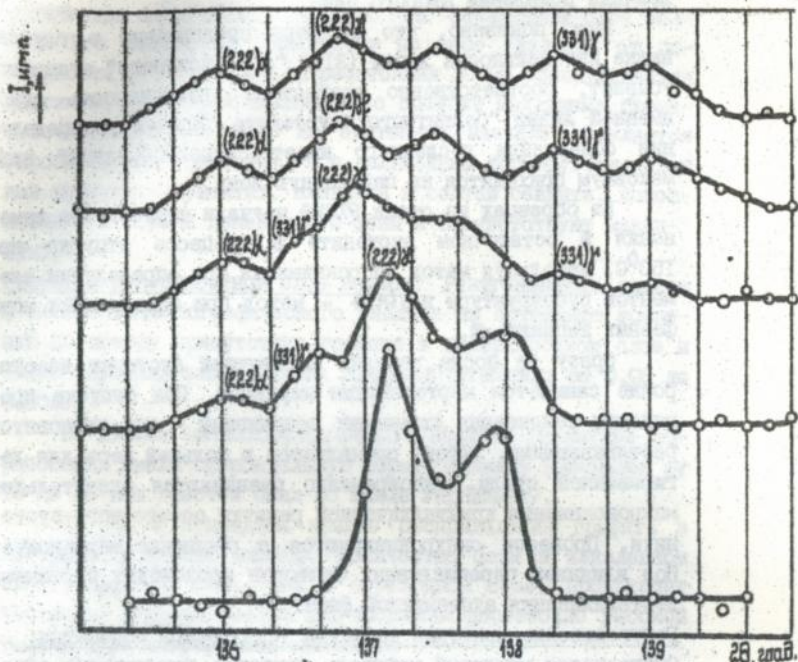


Рис. 4. Дифрактограммы линий (222) α -мартенсита, (222) α -мартенсита и (331) остаточного аустенита от участков на разном расстоянии от поверхности: 1-0, 2-10, 3-20, 4-30, 5-40 мм

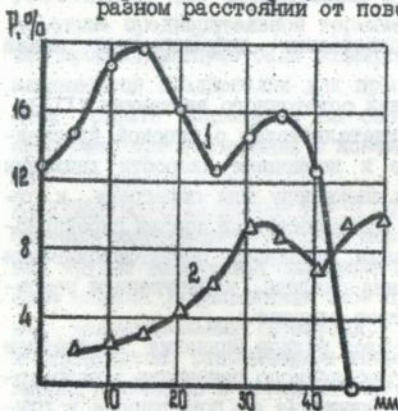


Рис. 5. Распределение фаз в поверхностном слое вала из стали 9Х2Мн: 1-остаточный аустенит, 2-цементит.

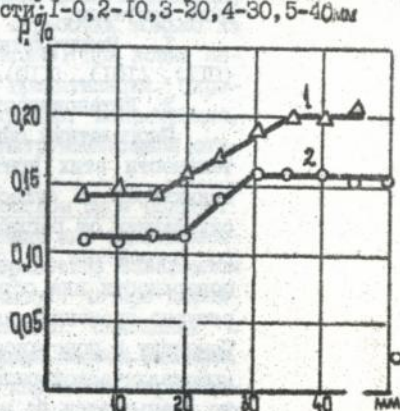


Рис. 6. Распределение графита в поверхностном слое валков: 1-сталь 9Х2Мн, 2-сталь 60Х2СМн.

причина появления второго пика.

Было показано, что по мере продвижения в глубину вала интенсивность линии (3II) "мартенситного" аустенита убывает, соответственно возрастает интенсивность одноименной линии "бейнитного" аустенита. Кривая распределения содержания последнего имеет "куполообразный" вид, максимум приходится на переходную зону.

На образцах из стали 9Х2М5 изучали структурные изменения в остаточном аустените в процессе отпуска при 150°C, используя метод аппроксимации при определении элементов субструктуры и $SiI^2\Phi$ - метод при определении межфазных напряжений.

Сразу же после закалки остаточный аустенит всесторонне сжимается мартенситным каркасом. При отпуске происходит релаксация сжимающих напряжений - они становятся растягивающими. Эффект проявляется в большей мере для легированной стали. Одновременно развиваются значительные микроскажения кристаллической решетки остаточного аустенита. Процессы синхронизируются с распадом мартенсита. Под влиянием перечисленных факторов происходит частичная дестабилизация аустенитной фазы.

Рентгеновские критерии качества термической обработки.

Осуществляя массовый контроль качества термической обработки прокатных валков, использовали следующие рентгеновские критерии:

1. Междублетное расстояние дифракционных линий (011), (101), (110).

2. Интенсивность линии остаточного аустенита (III).

Многолетний опыт свидетельствует о высокой чувствительности этих критериев к вариациям скорости движения индуктора, по существу к недогреву или перегреву, к отступлениям от регламента охлаждения при помощи спрейерного устройства, к появлению признаков обезуглероживания поверхности или образования скалывания, к нарушениям температурно-временных параметров отпуска.

Цементит в поверхностном слое валков. Значения параметров кристаллической решетки ромбического цементита закономерно уменьшаются по мере продвижения от поверхности в глубину вала, что можно объяснить разной степенью легирования цементита в зависимости от распределения температуры при нагреве вала под закалку. Своёобразно распределение

количества цементита в поверхностно закаленном слое валков. Его содержание возрастает по мере удаления от поверхности от 2 до 11%. На расстоянии 30 мм обнаруживается максимум, который объясняется с позиций механизма промежуточного превращения. Из аустенита вначале выделяется "пробейнитный" цементит, а в дальнейшем формируется конечный продукт - цементит, входящий в состав бейнита. Дополнительные порции цементитной фазы и соответствует максимуму..

Графит в поверхностном слое валков. Рентгеновский анализ и данные металлографического анализа не оставляют сомнений по поводу присутствия графита в поверхностном слое и более глубоких слоях валков холодной прокатки: от 0,08 до 0,30%.

По данным металлографического анализа графитные образования имели сферoidalную форму, диаметр изменялся от 15 до 30 мкм /шестой балл по шкале УкрНИИмет/.

На рис.6 приведены кривые распределения графита в поверхностном слое валков. Количество фазы в закаленном слое несколько ниже, чем в переходной зоне. Происходит частичная деграфитизация под влиянием достаточно высокой температуры нагрева под закалку.

В результате специально проведенных экспериментов установлено, что формирование графитной фазы происходит на этапе предварительной термической обработки только на тех пробах, которые были подвергнуты ковке. При ковке складываются предпосылки для процесса графитизации. Зародки графита появляются на базе микропор, микротрещин, неизбежно присутствующих в ковальной инструментальной стали.

Идентификация карбидных фаз в поверхностном слое валков. Система обнаружения ФНС была использована для идентификации трудно выявляемых карбидов в поверхностно закаленном слое валков. В закаленном слое присутствуют четыре карбида: метастабильный ϵ -карбид, когерентно связанный с α -ферритом, стабильный и высокотвердый карбид ванадия, карбид молибдена и цементит. На долю карбидных образований, включая и карбид цементитного типа, приходится до 3%.

В переходной зоне присутствуют высокотвердый карбид хрома типа C_7C_6 , карбида ванадия и молибдена, а также карбид цементитного типа повышенного содержания.

Карбидная "ситуация" оказывает существенное влияние на показатели твердости, износостойкости и эксплуатационной долговечности прокатных валков.

Остаточные напряжения в поверхностном слое валков. После закалки на поверхности валка из стали 9Х2МФ формируются высокие сжимающие напряжения до 1000 Н/мм²/рис.7/, на границе закаленного слоя они переходят в растягивающие - до 800 Н/мм². Переходная зона находится под действием сжимающих напряжений. Аналогично распределение напряжений в поверхностном слое валка из стали 60Х2СМФ. Только уровень их несколько ниже и растягивающий пик смещен в более глубокие слои валка, зона растяжения более рассредоточена. Высокие напряжения сжатия мартенситного поверхностного слоя с увеличенным объемом уравновешиваются растягивающим пиком переходной зоны.

При отпуске картина распределения напряжений не меняется.

Их уровень снижается на 30-50%. Было отмечено, что релаксация напряженного состояния синхронизируется с распадом мартенсита при отпуске. Между двумя процессами существует внутренняя связь. Поначалу они протекают интенсивно, затем стабилизируются.

При шлифовке уровень напряжений в приповерхностном слое снижается на 20-30%. Зона влияния шлифовального круга распространяется на глубину 2-3 мм. Снижение благоприятных сжимающих напряжений особенно ощутимо под влиянием многократных перешлифовок, неизбежных при эксплуатации валков. Процесс может пойти так далеко, что поверхность валка может оказаться под действием напряжений растяжения. При такой ситуации всякий поверхностный дефект прокатки превращается в очаг разрушения. Критический рубеж, регламентирующий число перешлифовок при эксплуатации валков, можно установить, используя методы рентгеноструктурного анализа.

При повторном отпуске (стерении) характер распределения остаточных напряжений не изменяется.

Возможные причины отслоений. Совокупность накопленных экспериментальных данных позволяет высказать соображения по поводу отслоений - наиболее распространенных дефектов эксплуатации. Очаг разрушения наиболее вероятен в переходной зоне по следующим причинам:

- наличие растягивающего пика остаточных напряжений,
- повышенное содержание неустойчивого остаточного аустенита,
- повышенное количество цементита, снижающего ресурс пластичности,
- графитные включения - потенциальные очаги разрушения.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА ВАЛКОВ

Экспериментальная эпоха распределения остаточных напряжений в поверхностном слое закаленных валков /рис.7/ - результат сложения двух эпюр: одна характеризует распределение структурных напряжений /2/, обусловленных объемными изменениями при реализации мартенситного превращения, другая - распределением термических /1/, причина возникновения которых вызвана температурным градиентом между поверхностью, охлаждаемой при закалке, и сердцевиной. Регулируя соотношение между этими составляющими, можно создать благоприятное, выгодное распределение суммарных остаточных напряжений. Поиск в этом направлении может оказаться перспективным, если увеличить долю сжимающих термических напряжений. Тогда за счет увеличения их доли произойдет "сглаживание" растягивающего пика. Эффект будет существенным, если к моменту водяного охлаждения поверхности вала температура сердцевины окажется достаточно высокой.

Новые технологические варианты закалки. Идея аккумуляции тепловой энергии сердцевиной вала перед спрейерным охлаждением поверхности претворяли в жизнь при помощи следующих средств:

- печной подогрев перед окончательным нагревом под закалку,
- индукционный подогрев на 890-940⁰C с охлаждением на воздухе до 400-550⁰C /нормализация/ перед окончательным нагревом под закалку.

Не исключаются и другие способы нагрева.

После закалки по первому варианту на поверхности формируются значительные напряжения сжатия - до 1300 Н/мм². По мере продвижения в глубину уровень сжимающих напряжений снижается и на расстоянии 10мм от поверхности они достигают нулевой отметки. Переходная зона находится под действием сжимающих напряжений.

Характер распределения твердости свидетельствует о более плавном переходе от закаленного металла к незакаленному. Кривая распределения остаточного аустенита не претерпевает существенных изменений, только максимумы смещаются на большую глубину.

Аналогичные результаты были получены на опытных валках из стали 60Х2СМФ, обработанных по второму варианту.

Новые технологические процессы были внедрены на АО "Ново-Краматорский машиностроительный завод" и на Ижорском машиностроительном заводе.

Новая технология отпуска. Из анализа кинетических кривых /рис.8/ следует, что стабилизирующие процессы при низкотемпературном отпуске протекают в две стадии: первая - интенсивная, вторая - затухающая. Практический интерес представляет выявление времени, необходимого для стабилизации процессов /время первой стадии/. Направленное его регулирование целесообразно осуществлять за счет вариации температурного фактора.

Из кривых, характеризующих распад мартенсита, время протекания первой стадии для валков из стали 9Х2МФ: 50ч при 150°C, 35ч при 180°C, 8ч при 240°C. Тот же параметр для стали 60Х2СМФ: 40ч при 140 и 160°C, 20ч при 180°C.

Происходит также распад неустойчивой аустенитной фазы. Если при 180°C за 140ч на поверхности валков из стали 9Х2МФ распадается 60% этой фазы, то при 240°C за 5ч аустенит распадается полностью. На поверхности валков из стали 60Х2СМФ при 140, 160, 180°C процесс протекает вяло.

Релаксация остаточных напряжений синхронизируется с распадом мартенсита в поверхностном слое. Уровень напряжений понижается по сравнению с исходным на 30-50%.

Анализ приведенных результатов позволил сделать вывод о целесообразности повышения температуры отпуска: для валков из стали 9Х2МФ - до 240°C, для валков из стали 60Х2СМФ - до 180°C. При этих режимах стабилизирующие и релаксационные процессы протекают наиболее полно и, что важно, твердость не опускается ниже допустимого предела.

При старении существенных изменений в поверхностном слое не происходит. Наличие этого звена технологии вряд ли можно считать оправданным.

После публикации материалов настоящего исследования проблема сокращения длительности отпуска привлекла внима-

ние и других исследователей. На Уралмашзаводе длительность цикла была сокращена до 20ч при 160⁰С для валков с диаметром бочки 500мм, на Электростальском заводе тяжелого машиностроения до 7ч при 180⁰С для валков с диаметром бочки 200мм. Был сокращен цикл отпуска валков и на Старо-Краматорском машзаводе.

Твердость валков после закалки и отпуска. Статистическая обработка большого массива экспериментальных данных свидетельствует об устойчивости твердости поверхности закаленных валков и повышении температуры отпуска. Феномен сохранения твердости на уровне технических требований после высокотемпературных вариантов отпуска объясняется устойчивостью высокоуглеродистого α -мартенсита, полным распадом остаточного аустенита, присутствием цементита и высокодисперсных карбидов.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ

Инструментально-методологическая база рентгеноструктурного анализа была использована не только для совершенствования технологии производства валковой продукции, но и для решения других технологических проблем на Краматорских машиностроительных заводах.

I. Обкатка роликами. Объектами анализа являлись крупногабаритные детали: валки горячей прокатки, эксцентрикковые валы, цилиндры гидроподъемника и пр.

Обкатку осуществляли на механикообрабатывающих станках при помощи специальных приспособлений с тарированными пружинами. Изучали влияние обкатки на глубину наклепанного слоя.

Рентгеновский анализ выполняли, используя уже описанные методические приемы и переносные камеры. О степени наклепа судили по ширине дифракционной линии (310) в кобальтовом излучении. Поверхность заготовки послойно травнили, после каждого акта травления получали рентгеновские снимки.

На рис.9 приведены графики зависимости глубины наклепанного слоя от радиального усилия при обкатке роликами для родственных сталей трех групп. Начиная с нагрузки 5000Н, глубина перестает существенно изменяться. Ее значение: от 2,1 до 2,3мм. Последующий анализ показал, что

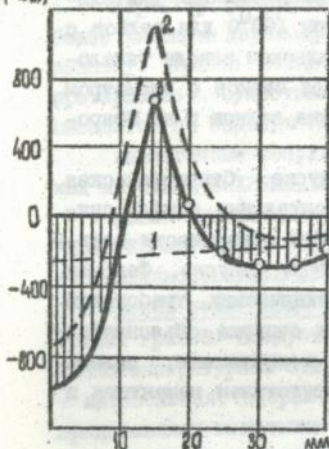
$(\sigma_1 + \sigma_2)$, МПа

Рис. 7. Эпюра распределения остаточных напряжений валка из стали 9Х2Мб: 1-термические напряжения, 2-структурные напряжения, 3-суммарные напряжения.

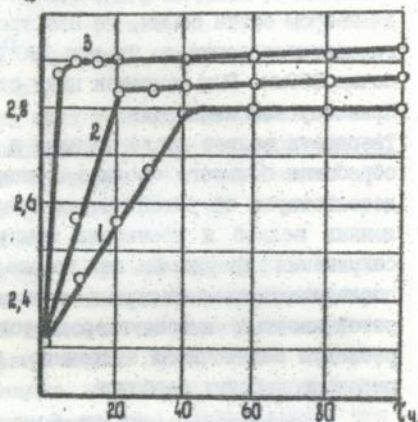
 $\frac{Y_{max}}{Y_0}$ 

Рис. 8. Кинетические кривые распада мартенсита на поверхности валков из стали 9Х2Мб после разных температур отпуска: 1-150, 2-180, 3-240 °С.

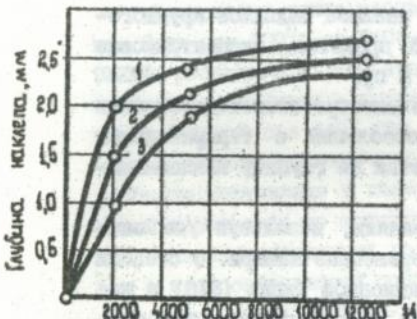


Рис. 9. Влияние радиального усилия при обкатке на глубину наклепанного слоя деталей: 1-стали 35, 35Л, 2-стали 40ХН, 45ХН, 3-сталь 55Х.

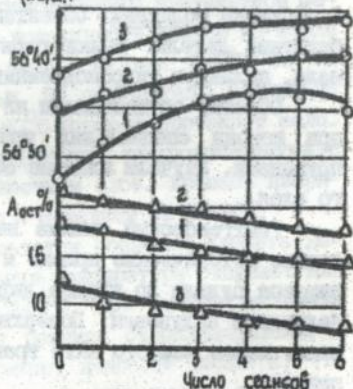
 $(\sigma\delta)$, т

Рис. 10. Зависимость положения центра тяжести мультиплета и количества остаточного аустенита от числа сеансов вибрации: 1-сталь 10, 2-сталь 9Х2Мб, 3-сталь У8.

только первых два прохода обкатки формирует наклепанный слой, что скорость обкатки не влияет на глубину наклепа.

Новая технология была внедрена в производство.

2. Совершенствование термической обработки крупногабаритных чугуных станин. Исследование было предпринято для объяснения причин резкого ухудшения качества поверхности /появление макропор/ закаленных чугуных станин после механической обработки.

Опытный образец размерами 500×100×35мм изготавливали из того же материала, что и станина - чугун СЧ-20, закачивали с индукционного нагрева и фрезеровали инструментом из сверхтвердого материала по технологии, принятой на заводе. Образец разрезали на две равные части. Одну использовали для рентгенографического исследования закаленного слоя методом послойного травления, другую - для анализа микроструктуры методом косого среза. При исследовании фазового состава использовали описанные способы определения количества остаточного аустенита, цементита и графита.

Кривая распределения остаточного аустенита в поверхностном слое станин, как и в поверхностном слое валков, имеет два четко выраженных максимума: первый приходится на закаленный слой, второй - на переходную зону. Происхождение их такое же, как и при закалке валков. На аустенитосодержащий упрочненный слой приходится 2мм, максимальное количество остаточного аустенита - 23%.

В закаленном слое наблюдали игольчатый мартенсит, в переходной зоне - троостомартенсит, в незакаленном слое - перлит. Графитные включения были окружены светлым ореолом. Светлая составляющая микроструктуры - остаточный аустенит. Надо полагать, что при кратковременном нагреве происходит насыщение углеродом близлежащих к графиту участков. Науглероженный аустенит имеет более низкую мартенситную точку, поэтому в наибольшей мере предрасположен к образованию остаточного аустенита. Под воздействием деформации /фрезерование/ нестабильный остаточный аустенит превращается в мартенсит отпуска. Происходит "выдавливание" графита из гнезд (выкрашивание). Процесс выкрашивания можно устранить, снизив до минимума количество остаточного аустенита в поверхностном слое. Задачу решали путем совершенствования режима термообработки станин:

назначали отпуск при 300°C . Эксперимент подтвердил правильность намеченного пути. Перестали обнаруживаться дефекты выквашивания.

3. Вибрационная обработка закаленных инструментальных сталей. При вибростарении происходит не только релаксация остаточных напряжений, но и структурные изменения в неравновесных структурах, информация о которых может представлять научную и практическую ценность. Цель работы: исследование влияния виброобработки на состояние структур закаленных сталей.

Образцы из закаленных инструментальных сталей У8, У10, 9Х2МФ подвергали виброобработке при помощи виброблока ВК-79, широко применяемого на производстве. После каждого сеанса виброобработки определяли степень тетрагональности мартенсита, количество остаточного аустенита, используя ранее разработанные методические средства. Определяли также ширину линии (200) остаточного аустенита, ее центр тяжести, а также центр тяжести мультиплета (011), (101)-(110) мартенсита.

Из анализа кривых /рис.10/ следует, что под влиянием вибрации происходит уменьшение степени тетрагональности вначале интенсивно, а после пяти сеансов - по закону затухания. Градиент изменения сравнительно невелик - 20%.

По мере увеличения сеансов вибрации происходит смещение центра тяжести линии (200) остаточного аустенита в сторону больших углов, уменьшается ее ширина. Первый эффект - результат уменьшения плотности дефектов упаковки в кристаллической решетке, второй - результат снижения микронскажений в той же решетке.

Обращает на себя внимание, что все три процесса протекают синхронно. Синхронизация свидетельствует о том, что обе неравновесные фазы, будучи когерентно связанными, реагируют на вибрацию одинаково. Поначалу структурные изменения протекают интенсивно, а потом стабилизируются. Отметим также, что под влиянием вибрации происходит частичный распад остаточного аустенита.

4. Борсодержащая наплавленная сталь для штампов холодного деформирования. Исследование посвящено оптимизации состава безвольфрамовой борсодержащей штамповой стали, сочетающей в себе необходимые требования по износо- и ударостойкости. Используя апробированную информацию оп-

ределали интервалы варьирования углерода, хрома, марганца, бора, кремния и титана. Оптимизацию состава осуществляли методом планирования эксперимента.

Объектом исследования являлись пробы, полученные наплавкой порошковой проволоки на подложку из стали У8. Обеспечение требуемого состава достигали изменением состава шихты порошковой проволоки. Фазовый состав наплавки определяли традиционными методами рентгеновского качественного анализа. Фазы низких содержаний выявляли, используя систему, в основе которой обработка накопленной информации при помощи F -критерия. Микроструктуру исследовали на оптическом и электронном микроскопах.

При организации эксперимента особая роль отводилась бору. При выборе пределов дозировки использовали данные рентгеновского анализа. Исследовали наплавки, содержащие от 0,3 до 1,0% бора. За пределами этого интервала обнаруживали охрупчивание проб, появление на них трещин. Охрупчивание - результат выделения крупных остроугольных боридов типа Fe_2B . В пределах интервала выявили следующие фазы: FeB , карбид цементитного типа, борид хрома Cr_2B , а также интерметаллид Fe_3Si . Последующая машинная обработка данных позволила определить оптимизированный состав стали.

Как показал металлографический анализ, в наплавленных образцах оптимизированного состава формируется эвтектическая композиция. Она состоит из перлитной структуры, армированной высокопрочными карбонитридными сцеплениями. Сплавы подобного типа относятся к естественным композициям, в которых реализуется композиционное упрочнение. Высокая прочность достигается за счет высокотвердых составляющих эвтектики, ударостойкость - вследствие демпфирующего влияния пластичных составляющих. Последние локализуют, гасят скорость распространения трещин от возможного очага разрушения.

Рентгеновский анализ использовали также при разработке оптимальных режимов закалки и отпуска штампов из наплавленной стали.

Эксплуатационные показатели штампов из новой стали оказались в 1,5-1,8 раза выше по сравнению с вольфрамсодержащими.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Определены наиболее перспективные направления использования рентгеноструктурного анализа в машиностроении: создание новых технологий термической обработки, поверхностного упрочнения, виброобработки, изучение механизма возникновения макродефектов (макропоры, отслоения, флокены), создание новых композиций сталей, массовый контроль качества термообработки изделий.

2. При создании новых технологий на конкретных примерах показана целесообразность выполнения анализа непосредственно на натуральных изделиях, ибо моделирование технологий термообработки на лабораторных образцах производится без учета влияния поля остаточных напряжений на кинетику фазовых превращений. Поэтому были разработаны переносные рентгеновские камеры с нетрадиционной геометрией хода лучей, позволяющей вести съемку в открытом пространстве от объектов неограниченных размеров.

3. Предложены новые методы определения степени тетрагональности мартенсита. Один основан на аппроксимации дифракционных кривых неразделенных составляющих дублета функциями Коши и Гаусса, другой - на определении эффекта смещения одиночной линии с тремя одинаковыми индексами.

4. Разработана группа методов фазового анализа, среди которых особое место занимает система обнаружения фаз низких содержаний, основанная на применении критерия Фишера для оценки существенности отклонения профиля линии от флуктуаций фона.

5. Предложен рентгеновский метод определения остаточных напряжений в закаленных крупноразмерных изделиях с использованием наплавленных датчиков из материала, не претерпевающего структурных изменений при закалке, что устраняет трудности обнаружения сильно размытых обретенных линий.

6. Впервые в поверхностно закаленном слое изделий типа валков холодной прокатки обнаружены две модификации мартенсита, две модификации остаточного аустенита, ϵ -карбид. Установлено, что в переходной зоне присутствуют максимальные количества остаточного аустенита, цементита как следствие промежуточного превращения.

7. Впервые в хромсодержащих валковых сталях обнаружен графит в количестве от 0,08 до 0,30%. Установлено,

что в результатековки создается предпосылки для его появления, а формирование фазы происходит на стадии предварительной термообработки.

8. В переходной зоне поверхностно закаленных изделий обнаружен пик растягивающих остаточных напряжений, который в сочетании с максимумом количеств остаточного аустенита и цементита может привести к появлению отслоений — основного дефекта эксплуатации валков.

9. Установлена связь между кинетикой распада мартенсита и релаксацией остаточных напряжений при разных режимах отпуска поверхностно закаленных изделий: процессом протекают синхронно, первый является причиной второго.

10. Обнаружено влияние поля остаточных напряжений на температурные интервалы распада мартенсита и остаточного аустенита при отпуске: температурный интервал двухфазного распада мартенсита смещается в сторону более высоких температур, а распад остаточного аустенита начинается при более низких температурах.

11. Разработаны принципы направленного регулирования эспры распределения остаточных напряжений при поверхностной закалке за счет увеличения доли сжимающих термических напряжений в результате применения предварительных подогревов.

12. Показана возможность повышения температуры отпуска закаленных прокатных валков с сохранением высоких значений твердости за счет сжимающих напряжений, распада остаточного аустенита, присутствия α -мартенсита и высокодисперсных карбидов.

13. Обнаружены структурные изменения метастабильных фаз закаленных инструментальных сталей под воздействием виброобработки, аналогичные тем, которые происходят при выполнении низкотемпературного отпуска, в результате чего открываются перспективы использования вибрации взамен термообработки.

14. Разработаны и внедрены в производство технологические процессы закалки прокатных валков с индукционным нагревом с использованием разных вариантов предварительного подогрева, а также сокращенные режимы отпуска.

15. Разработаны и внедрены в производство технологические процессы упрочняющей обработки: обкатка роликами изделий типа валков, виброобработка корпусных дета-

лей, термообработка станин тяжелых токарных станков и пр.

16. За счет повышения качества валков холодной прокатки, выразившегося в увеличении их эксплуатационной стойкости и снижении энергоемкости процессов термообработки, только по АО "НМЗ" за два года экономический эффект составил 1,5 миллиона рублей в ценах до 1985 года.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Брусиловский Б.А. Рентгенографический метод определения остаточного аустенита с применением ступенчатого ослабителя линий сравнения//Заводская лаборатория.-1956.-№8.-С.936-943.

2. Брусиловский Б.А. Применение больших фокусирующих расстояний в рентгенографическом методе определения остаточных напряжений//Заводская лаборатория.-1958.-№1.-С.48-53.

3. Обкатывание роликами крупных деталей/Т.Л.Хвет, Д.А.Стенько, Б.А.Брусиловский//В кн.: Технология машиностроения, 4.-М.:ВПИ, 1958.-С.3-12.

4. Опыт Ново-Крематорского машиностроительного завода/г.Крематорск/по обработке крупных деталей обкатыванием роликами/Т.Л.Хвет, Д.А.Стенько, Б.А.Брусиловский//В кн.: Повышение прочности элементов конструкции и деталей машин, 91.-М.: Машгиз.-1959.-76-94.

5. Брусиловский Б.А., Иванов Ф.И. Кинетика снятия и перераспределения остаточных напряжений в валках холодной прокатки при низкотемпературном отпуске//В кн.: Ковка и термическая обработка.-М.: ЦИЛТИМАШ.-1959.-С.99-106.

6. Брусиловский Б.А., Иванов Ф.И., Рентгенографическое исследование кинетики распада мартенсита при низкотемпературном отпуске //В кн.: Ковка и термическая обработка.-М.: ЦИЛТИМАШ.-1959.-С.95-98.

7. Брусиловский Б.А. Рентгеновский фазовый анализ закаленных крупногабаритных изделий//Заводская лаборатория.-1961.-№6.-699-701.

8. Брусиловский Б.А., Иванов Ф.И. Рентгенографическое исследование распада мартенсита при низкотемпературном отпуске//В кн.: Металловедение и термическая обработка.-М.: Машгиз.-1961.-С.19-21.

9. Брусиловский Б.А., Иванов Ф.И. Применение метода наплавленных датчиков для определения остаточных напряже-

ний в закаленном слое крупногабаритных изделий//Заводская лаборатория.-1963.-#7.-с.821-824.

10. Брусиловский В.А. Изучение распада мартенсита методом моделирования//Физика металлов и металловедение.-1963, 16, вып.3.-361-365.

11. Брусиловский В.А., Иванов Ф.И. Рентгенографическое исследование низкотемпературного отпуска валков холодной прокатки//Физика металлов и металловедение.-1965, 19, вып.1.-147-150.

12. Брусиловский В.А., Иванов Ф.И. Рентгенографическое исследование кинетики распада мартенсита при низкотемпературном отпуске валков холодной прокатки //Тез.докл. научно-техн.совещ. по применению рентгеновских лучей к исследованию материалов, 23-29 июня 1968 г/АН СССР.-Ленинград.-с.13.

13. Брусиловский В.А., Иванов Ф.И. Влияние остаточного аустенита на эксплуатационную стойкость валков холодной прокатки// Металловедение и термическая обработка металлов.-1967.-#1.-с.764-65.

14. Брусиловский В.А., Иванов Ф.И. Новый способ закалки валков холодной прокатки//Металловедение и термическая обработка металлов.-1968.-#3.-с.17-20.

15. Брусиловский В.А., Заблоцкий В.К., Иванов Ф.И. Рентгенографическое исследование закаленных сталей при низкотемпературном отпуске//Физика металлов и металловедение.-1971, 32 вып.6.-1319-1321.

17. Влияние режимов закалки на свойства быстрорежущих сталей/В.К.Заблоцкий, В.А.Брусиловский, Ф.И.Иванов и др.// Металловедение и термическая обработка металлов.-1971.-#11.-с.48-49.

18. О двухкратном отпуске быстрорежущих сталей/ В.К.Заблоцкий, В.А.Брусиловский, Е.С.Зубов и др.//Металловедение и термическая обработка металлов.-1973.-#3.-с.54-55.

19. Сталь для изготовления валков теплой прокатки/Ю.А.Грушко, В.А.Брусиловский, Л.Г.Марьшкин и др.//В кн.:Совершенствование производства прокатных валков.-М.:НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 14-74-2,1974.-с.15-19.

20. Рентгенографическое изучение эффекта дробеструйного упрочнения металлокерамических твердых сплавов/Г.Л.Хаев, В.А.Брусиловский, В.К.Заблоцкий и др.//В

ки.: Резание и инструмент, вып.9.-Харьков:Вища школа, 1974.-С.33-37.

21. Влияние дробеструйной и вибрационной обработок на прочность твердосплавных резцов/ А.И.Бетанели, Б.А.Брусилловский, Л.Г.Хаец и др.// В кн.: Надежность режущего инструмента, вып.2.-Киев:Вища школа, 1975.-С.86-91.

22. Брусилловский Б.А., Зяблюцкий В.К., Иванов Ф.И. Способ определения тетрагональности мартенсита закаленной стали//Заводская лаборатория.-1976.-№1.-С.27-29.

23. Влияние термической обработки на структуру и износостойкость наплавленного металла/Ю.А.Сапронов, А.Л.Геллер, Б.А.Брусилловский и др.// Автоматическая сварка.-№3.-1976.-С.19-21.

24. Новая сталь 60Х2СМФ для рабочих валков холодной прокатки//И.Е.Брайнин, Ю.А.Грушко, Б.А.Брусилловский и др.// Сталь.-1976.-№4.-С.362-365.

25. Выявление слабых дифракционных линий/ Л.Г.Хаец, Б.А.Брусилловский //Заводская лаборатория.-1979.-№2.-С.138-141.

26. Брусилловский Б.А., Грушко Ю.А., Геллер А.Л. Распределение остаточного вустенита в закаленном слое валков холодной прокатки// Металловедение и термическая обработка металлов.-1979.-№5.-С.53-54.

27. Состояние цементитной фазы после холодного гидропрессования/А.М.Овчаренко, Б.А.Брусилловский, И.Н.Золотухин и др.//Физика металлов и металловедение.-1981, вып.5.-С.1034-1037.

28. Изготовление холодновысадного инструмента с применением наплавки/И.И.Гунько, Б.А.Брусилловский, В.В.Свенко//Технология и организация производства.-1985.-№2.-С.25-26.

29. Брусилловский Б.А., Гунько И.И. Термическая обработка наплавки для штампов холодного деформирования//Технология и организация производства.-1985.-№2.-С.44-45.

30. Боросодержащая наплавленная сталь для штампов холодного деформирования/В.М.Карпенко, Б.А.Брусилловский, И.И.Гунько//Металловедение и термическая обработка металлов.-1986.-№7.-С.50-51.

31. Влияние термической обработки на свойства наплавленной штамповой безвольфрамовой стали//В.М.Карпенко, Б.А.Брусилловский, И.И.Гунько//Сварочное производство.-

1986.-№1.-С.25-26.

32. Брусиловский Б.А., Коткина М.Г., Лабунец Ю.П. О причине выкрошивания графита на поверхности закаленных чугуных станин// Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.-1988.-№10.С.107-110.

33. Брусиловский Б.А., Заика В.Н., Пискарева Т.Н. Исследование остаточного аустенита в поверхностном слое валков холодной прокатки//Физика металлов и металловедение.-1989, 67, вып.6.-С.1134-1137.

34. Брусиловский Б.А., Заика В.Н., Овчаренко А.М. Рентгеновский метод определения цементита в стали // В кн.: Аппаратура и методы рентгеновского анализа. Ленинград: Машиностроение, вып.40.-1990.-С.236-240.

35. Оптимизация состава стали для штампов/В.М.Карпенко, Б.А.Брусиловский, И.И.Гулько//Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.-1990.-№4.-С.61-63.

36. Брусиловский Б.А., Дрыга А.И. Влияние вибрационной обработки на структуру закаленной инструментальной стали//Физика металлов и металловедение.-1990.-№4.-С.159-162.

37. Брусиловский Б.А., Ключко А.А., Кәне И.М. Физико-механические характеристики поверхностных слоев в зависимости от особенностей технологических приемов обработки зубчатых изделий//Сб.:Передовой производственный опыт и научно-технические достижения, рекомендуемые для внедрения в отрасли, вып.6. I-28.-М.:ВНИИТЭМР.-1990.-С.20-21.

38. Брусиловский Б.А., Шашко А.Я. Структурное состояние мартенсита в поверхностном слое прокатных валков// Металловедение и термическая обработка металлов.-1991.-№2.-С.10-12.

39. Брусиловский Б.А., Резников В.Н. Исследование накопления плотности дислокаций и дефектов упаковки в режущих пластинах из композита при эксплуатации инструмента//В кн.:Надежность режущего инструмента.-Краматорск:КИИ.-1991.-С.197-202.

40.Брусиловский Б.А., Ключко А.А. Повышение надежности процесса механической обработки зубчатых реек путем улучшения их обрабатываемости//В кн.: Надежность режущего инструмента.-Краматорск:КИИ.-1991.-С.204-207.

41. Брусиловский Б.А., Хаев Л.Г. Рентгеновский ка-

чественный анализ фаз низких содержаний//Заводская лаборатория.-1992.-№9.-С.34-37.

42. Брусиловский В.А., Шашко А.Я. Исследование карбида цементитного типа в поверхностном слое прокатных валков//Металловедение и термическая обработка металлов.-1992.-№11:С.2-4.

43. Брусиловский В.А., Шашко А.Я., Фельдман В.Е. Рентгеновский метод определения содержания графита в рабочем слое прокатных валков//Заводская лаборатория.-1993.-№4.-С.43-45.

44. Брусиловский В.А., Фельдман В.Е. Графитные включения в поверхностном слое валков холодной прокатки//Сталь.-1993.-№6.-С.59-61.

Авторские свидетельства:

1. А.с.127068 СССР, Класс 42,308. Способ определения остаточного аустенита на поверхности изделий из закаленной стали/В.А.Брусиловский.-Опубл. 1960 -Блл. №6.

2. А.с.127133 СССР,57в,7₁₀,42,к,46₀₇. Рентгеновская камера для контроля поверхности стальных изделий на остаточный аустенит/В.А.Брусиловский.- Опубл. 1960 -Блл. №6.

3. А.с.158294 СССР,МПК С 21 . Способ термической обработки валков холодной прокатки/В.А.Брусиловский, Ф.И.Иванов, П.Е.Резуник и др..-Опубл. 1963 -Блл. №21.

4.А.с.175070 СССР, МПК С 21 . Способ термической обработки валков холодной прокатки/В.А.Брусиловский, Ф.И.Иванов, П.Е.Резуник и др.. -Опубл. 21.09.65. -Блл. №19

5. А.с.417504 СССР, М Кл с21 9/38, С21 I/42. Способ термической обработки валков холодной прокатки с индукционного нагрева/И.Е.Брайнин, Ю.А.Грушко, В.А.Брусиловский и др..-Опубл. 28.02.74. -Блл. №8.

6. А с.439741 СССР, М Кл 20In23/20. Способ определения содержания углерода в мертенсите эвкалиновой стали/В.А.Брусиловский, В.К.Заблюцкий, Ф.И.Иванов. -Опубл. 15.08.74. -Блл. №30.

7.А.с.1125285 СССР, С22С 38/32. Сталь /В.М.Карпенко, В.А.Брусиловский, И.И.Гуныко и др. Опубл.23.II.94.- Блл. № 43.

8. А.с.1567648 СССР, С22С 38/32. Способ термической обработки заэвтектоидной стали/В.М.Карпенко, В.А.Брусиловский, И.И.Гуныко. -Опубл. 31.10.85. -Блл. №39.

9. А.с.1654368 СССР, С22С 38/38. Сталь/ И.И.Гуныко,

В.М.Карпенко, В.А.Брусилловский и др. -Опубл. 07.06.91. -Вып. №2.
 Ю. А.с. 1806360 СССР СОІ н 23/20. Рентгеновская камера
 для контроля крупногабаритных объектов /В.А.Брусилловский,
 А.И.Дрыга, А.А.Ключко. -Опубл. 30.03.93. -Вып. №12.

А Н О Т А Ц І Я

Брусіловський В.А. Розробка інструментально-методичної бази рентгеноструктурного аналізу та її використання для створення нових технологій термообробки виробів машинобудування.

Дисертація на здобуття вченого ступеню доктора технічних наук за фахом 05.16.01 -металознавство та термічна обробка металів. Донецький державний технічний університет. Донецьк, 1995.

Захищаються 44 наукові роботи та 10 авторських свідоцтв, в яких містяться відомості про створення інструментально-методичної бази для проведення рентгеноструктурного аналізу безпосередньо на виробничих об'єктах, а також вказані шляхи використання цієї бази для масового контролю якості термічної обробки продукції та для оптимізації технологічних процесів у машинобудуванні.

Вперше знайдені різні модифікації мартенситу та залишкового аустеніту у поверхневому загартованому шарі великогабаритних виробів, випробувані особливості поведінки цих фаз при низькотемпературному відпуску. Виявлена специфіка зміни фазового складу по глибині шару.

Розроблені принципи спрямованого регулювання залишкових напруг при гартуванні та стабілізаційних процесів при низькотемпературному відпуску, які використані при створенні раціональних режимів обробки вальцовальних валків та інших виробів машинобудування.

Ключові слова: рентгеноструктурний аналіз, камера, валок, мартенсит, аустеніт.

A B S T R A C T

Brusilovskii B.A. Development of Instrumentation and Technique for X-ray diffraction analysis and its application to elaboration of heat treatment techniques of heavy engineering products.

The thesis is submitted for the Sc.D. degree in Physical Metallurgy and Metals Heat Treatment, discipl. 05.16.01. Donetsk State University of Engineering, Donetsk, 1995.

Submitted are 44 scientific papers and 10 certificates of authorship containing information on the development of proper instrumentation and technique to perform X-ray structural analysis directly on the products, as well as offering the ways to carry out complete inspection of the products for heat treatment quality and to optimize the production processes in heavy engineering using these instruments and technique.

The modifications of martensite and retained austenite have been first discovered in the surface hardened layer of bulky articles, the peculiarities of these phases behavior under low temperature tempering having been investigated. The specific features of phase-composition change in the depth of the hardened layer have been discovered.

The principles of regulation of residual stress during hardening and of stabilizing processes during afterhardening thermal treatment, which are used while developing rational regimes of machining rolls and other heavy machinery articles, have been worked out.

bb

AB 33.305