

M 498134

Государственный комитет СССР по народному образованию
Московский ордена Ленина, ордена Октябрьской Революции
ордена Трудового Красного Знамени государственный
технический университет им. Н.Э.Баумана

На правах рукописи

ДУМАНСКИЙ Игорь Олегович

УДК 669.14.018.298:620.18:620.19

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СКОРОСТНОЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО
КЛАССА С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ УРОВНЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ
СВОЙСТВ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Специальность 05.16.01. - Металловедение
и термическая обработка металлов



А В Т О Р Е Ф Е Р А Т

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва - 1991

Работа выполнена в Архангельском ордена Трудового
Красного Знамени лесотехническом институте.

Научный руководитель - доктор технических наук,
профессор Рахштадт А.Г.

Официальные оппоненты - доктор технических наук,
профессор Васиљева Е.В.
кандидат технических наук
Луценко Т.И.

Ведущее предприятие - Соломбальский машиностроительный
завод, г. Архангельск.

Защита диссертации состоится "16" сентября 1991 г.
в 10⁰⁰ на заседании специализированного Совета К.053.15.13
в Московском ордена Ленина, ордена Октябрьской Революции и
ордена Трудового Красного Знамени государственном техниче-
ском университете им. Н.Э.Баумана по адресу: 107005. Москва
2-ая Бауманская ул., д.

Ваш отзыв в одном
просьба выслать по ур

С диссертацией м
им. Н.Э.Баумана.

Автореферат разо

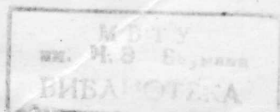
Ученый секретарь
специализированного С
к.т.н., доцент

М 498134

1498134
Дисс.

Актуальность работы. Углеродосодержащие пружинные стали широко применяются в современном машиностроении в качестве материала для изготовления различных упругих элементов. Эксплуатационную надежность этих элементов в значительной степени определяют такие механические свойства, как пределы упругости и выносливости, а также и релаксационная стойкость стали, из которой они изготовлены. Однако, традиционные методы термообработки, особенно пружин малых сечений, использующие, как правило, закалку с нагревом в печи или соляных ваннах, и последующий отпуск в этих условиях нагрева, не позволяют достичь максимально высокого уровня этих механических свойств. Несколько лучше свойства стальных пружин достигаются после изотермической закалки, нашедшей в последнее время достаточно широкое применение, однако и она не реализует полностью потенциальные возможности, которыми обладает эта группа пружинных сталей. Это положение объясняется тем, что применяемые в этих случаях способы нагрева (печь или соляные ванны) обладают рядом органических недостатков, не позволяющих надежно регулировать и достаточно точно поддерживать такие важные параметры технологического режима, как температуру, скорость и время нагрева, особенно при обработке тонких листовых и ленточных упругих элементов. Для такого рода изделий получение высокого сопротивления малым пластическим деформациям обусловлено точным управлением структурным состоянием стали и, как следствие этого, точным управлением основными технологическими параметрами нагрева при термической обработке. Однако известен метод термообработки, в значительной мере свободный от выше перечисленных недостатков — это скоростная термообработка (СТО), использующая нагрев при закалке и при отпуске со скоростями $10^2 - 10^4$ °/с.

В настоящее время достаточно широкое распространение получили такие виды скоростного нагрева, как электронагрев — индукционный и электроконтактный (нагрев сопротивлением),



плазменный, лазерный. Причем, наибольший интерес с точки зрения термообработки пружинных сталей представляет именно электроннагрев, обеспечивающий принципиальную возможность высокоточного управления всеми его параметрами и, следовательно, возможность управления в широком диапазоне структурным состоянием стали при закалке и отпуске.

Анализ физических и технологических основ СТО, разработанных Гридневым В.Н., Кидиным И.Н., Садовским В.Д. и др., показывает, что она позволяет получить значительно более высокие механические свойства различных сталей, чем традиционные методы термической обработки. Это обусловлено возможностью получения при СТО оптимального структурного состояния. Закономерности его формирования в конструкционных и инструментальных сталях и влияние на такие механические свойства как прочность и пластичность, в значительной степени определены. Однако применительно к пружинным сталям вопрос о влиянии различных факторов СТО на комплекс таких механических свойств как сопротивление малым пластическим деформациям, выносливость, релаксация напряжений изучен недостаточно. Не установлена также связь между структурным состоянием стали после СТО и уровнем этих свойств. Это, в свою очередь, не позволяет достаточно надежно разрабатывать оптимальные режимы скоростной термообработки, позволяющие реализовать максимально высокие значения этих свойств.

Цель работы. Установление зависимости между структурным состоянием пружинных сталей при СТО и уровнем достигаемого при этом комплекса механических свойств, определяющих высокие эксплуатационные характеристики упругих элементов, и разработка на этой основе оптимальных технологических режимов термической обработки.

Научная новизна. Установлены особенности скоростной аустенитизации углеродосодержащих пружинных сталей различной легированности. Установлена взаимосвязь характеристик структуры и субструктуры этих сталей после СТО с комплексом механических свойств, таких как сопротивление малым пластическим деформациям, выносливость, релаксация напряжений. Установлена связь между характеристиками структурного состо-

яния и параметрами технологического процесса СТО пружинных сталей. Разработан метод расчета характеристик нагревательного устройства контактного электронагрева.

Практическая ценность. На основе установленных зависимостей предложены оптимальные технологические режимы СТО (закалки и отпуска) пружинных сталей различной легированности, обеспечивающие высокий уровень механических свойств. Разработана опытно-экспериментальная и опытная промышленная установка для СТО ленточных заготовок и пружин и технологический процесс термической обработки пластинчатых и гофрированных упругих элементов из пружинных сталей.

Реализация работы. Разработанные опытно-промышленные установки и предлагаемые режимы СТО прошли промышленное апробирование и внедрены на производственном объединении "Севмашпредприятие".

Апробация работы. По основным результатам работы сделаны доклады: на научно-технических конференциях преподавателей, молодых ученых и специалистов АЛТИ, на кафедре МТ-8 МГТУ им. Баумана, в НИИСКВ "Спектр" п/о "Севмашпредприятия" в 1986-1990 г.г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 4 статьи, 2 научно-технических отчета, получено 2 авторских свидетельства на изобретение.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 5 глав, общих выводов, списка использованной литературы, приложения. Работа изложена на 103 стр. машинописного текста, содержит 37 рисунков, 7 таблиц, список литературы из 54 наименований. Общий объем работы 158 стр.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована научная и практическая актуальность работы, ее цель, научная новизна и практическая ценность результатов исследований.

В первой главе рассмотрено современное состояние вопроса применения скоростного нагрева при закалке и отпуске углеродосодержащих сталей. В работах Гриднева В.Н., Ошкадерова С.П., Садовского В.Д., Дьяченко С.С. и др. глубоко изучены физиче-

ские основы применения СТО при закалке и отпуске конструкционных углеродистых и легированных сталей. В них показано, что скоростной нагрев при закалке - скоростная аустенитизация - характеризуется определенными особенностями процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения в сравнении с аустенитизацией при медленных нагревах. Это объясняется различием между скоростью нагрева и скоростью диффузии углерода и легирующих элементов, между скоростью нагрева и скоростями зарождения и роста γ -фазы. Перечисленные факторы в значительной степени меняют кинетику, а при очень больших (более $1000^\circ/\text{с}$) скоростях и, возможно, механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. При определенных условиях при легировании и исходной упорядоченной структуре возможно бездиффузионное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение. Аустенит, получаемый при быстром нагреве, мелкозернистый и характеризуется высокой однородностью зерен по размерам, хотя и может быть достаточно неоднороден по содержанию углерода и легирующих элементов. Мартенсит, образовавшийся из такого аустенита в результате закалки, имеет достаточно малый размер кристаллов, сложную субструктуру и специфическую морфологию. Он наследует концентрационную неоднородность исходного аустенита, определяющую также и повышенную плотность дефектов его кристаллической решетки.

Применение скоростного нагрева при закалке позволяет в значительной степени сохранить деформационный (в случае нагрева стали после ХИД) или фазовый (в случае нагрева закаленной или отпущенной стали) наклеп, что в еще большей степени может повысить плотность дефектов строения кристаллов мартенсита.

Кинетика скоростного отпуска также имеет ряд особенностей. При увеличении скорости нагрева происходит смещение интервалов превращений при отпуске и значительное изменение их интенсивности. Карбидообразование при скоростном отпуске имеет определенную специфику. Образующиеся при этом карбиды характеризуются повышенной дисперсностью и могут иметь особую морфологию. Применение высоких скоростей нагрева при отпуске позволяет сформировать структуру с высокодисперсными карбидами при высокой плотности дислокаций в матрице. При этом в

значительной степени задерживаются релаксация внутренних напряжений и рост субзерен δ -фазы.

Механические свойства стали после СТО определяются сформированной при этой обработке структурой. Исследования показали, что более высокие показатели механических свойств стали после СТО по сравнению с обычной термообработкой достигаются при совместном использовании скоростной закалки и скоростного отпуска. В этом случае наблюдается значительный рост прочности при одновременно высоком уровне пластичности и сопротивления разрушению.

Анализ результатов исследований, опубликованных в литературе, показал, что применение скоростных нагревов при закалке и отпуске должно дать принципиальную возможность сформировать оптимальное структурное состояние пружинной стали, обеспечивающее высокий комплекс механических свойств. Для этого необходимо, однако, установить зависимость структурного состояния от режимов термической обработки и их связь с уровнем специфических для этих сталей механических свойств.

Вторая глава посвящена характеристике объектов и методов исследований СТО пружинных сталей. В качестве объектов исследований выбраны типичные пружинные стали, имеющие наибольшее промышленное применение. Это стали одного перлитного класса: углеродистая (У8А), с повышенным содержанием марганца (65Г), легированная кремнием (60С2А), хромом (У8Х) и хромом и кремнием (70С2ХА). Все исследования в работе проведены на ленточных образцах толщиной 0,3 мм в трех исходных состояниях: отожженном, холоднодеформированном (обжатие 50 %) и закаленном, в которых эти стали поставляются в промышленности.

Для проведения исследований СТО предложена конструкция экспериментальной установки с электроконтактным (ЭКН) позиционным нагревом заготовки в среде аргона, имеющая следующие технические характеристики: скорость нагрева до $2 \cdot 10^4$ °/с, температура нагрева и изотермической выдержки - 250 ± 1300 °С, время изотермической выдержки - 0,01 с + 30 м., средняя скорость охлаждения - около 1000 °/с. Установка после изготовления подвергнута исследованию с целью определения реальных характеристик и погрешностей по основным параметрам нагрева

для обеспечения достоверности получаемых на ней результатов экспериментов.

Подготовка экспериментальных образцов включала разрезку ленты, шлифовку боковых торцев и электрохимическое полирование после СТО с целью исключения обазуглероженного и дефектного поверхностного слоя металла. Часть образцов сразу после закалки подвергали обработке холодом в жидком азоте для снижения количества остаточного аустенита в структуре стали.

После СТО экспериментальные образцы проходили испытания для определения следующих физических и механических свойств: удельного электросопротивления, твердости, сопротивления малым пластическим деформациям, усталостной прочности, релаксации напряжений. Кроме того были исследованы такие параметры структурного состояния, как величина бывшего аустенитного зерна, строение мартенсита, содержание в нем углерода и его концентрационная неоднородность, количество остаточного аустенита в структуре закаленной стали и степень развития процессов отпуска.

Сопротивление малым пластическим деформациям определяли методом продольного изгиба.

Усталостную прочность определяли при нагружении образца по схеме продольного изгиба на установке собственной конструкции.

Для проведения микроструктурных исследований использован оптический металлографический микроскоп и электронный микроскоп "Tesla".

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 в Fe -излучении.

Результаты экспериментов обрабатывали на ЭВМ "Искра-1256" с использованием методов математической статистики.

В третьей главе рассмотрены вопросы моделирования процесса электроконтактного нагрева (ЭКН) тонких стальных ленточных заготовок и расчета основных параметров нагревательного устройства ЭКН.

В основе предлагаемой математической модели использованы уравнения теплового баланса нагреваемого участка заготовки.

Кривая нагрева заготовки в координатах "температура-

время" разбита на два основных участка: участок нагрева до начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и участок аустенитизации.

На первом участке уравнение теплового баланса имеет вид (1) :

$$P_{эл} = Q_{гел} + Q_{изл} \quad (1)$$

где: $P_{эл}$ -тепловыделение в нагреваемом объекте при прохождении через него электрического тока; $Q_{гел}$ - количество тепла, затрачиваемое на повышение температуры; $Q_{изл}$ - потери тепла излучением.

На втором участке это уравнение имеет вид (2)

$$P_{эл} = Q_{гел} + Q_{изл} + Q_{фл} \quad (2)$$

где, в отличие от (1): $Q_{фл}$ - теплота фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения.

Далее переходом от (1) и (2) к дифференцированному виду получены соответственно уравнения (3) и (4):

$$\frac{U^2}{R(t)} d\tau = m C(t) dt + 2q(t) \cdot F \cdot d\tau \quad (3)$$

$$\frac{U^2}{R(t)} d\tau = m C(t) dt + 2q(t) \cdot F \cdot d\tau + g \cdot m \quad (4)$$

где: U - напряжение на зажимах; $R(t)$ - электрическое сопротивление нагреваемого участка при температуре t ;

τ - время нагрева; $C(t)$ - теплоемкость нагреваемой стали при температуре t ; F и m - соответственно площадь поверхности и масса нагреваемого участка; g - удельный тепловой эффект $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения; $q(t)$ - удельные теплотери излучением.

Совместное решение уравнений (3) и (4) позволяет описать процесс ЭКН и определить основные параметры нагревательного устройства - напряжение на зажимах, ток и мощность в зависимости от заданной скорости нагрева с учетом характеристики материала и размеров нагреваемой заготовки. Расчет процесса ЭКН целесообразно производить на ЭВМ. С этой целью разработан вариант программы и приведен пример такого расчета для ЭКН отожженной стали У8А.

Проверка расчетной модели приведена на экспериментальной установке СТО путем сравнения расчетной кривой с реальной кривой нагрева, записанной с помощью светолучевого осцилло-

графа. Для стали У8А на двух уровнях питающего напряжения отклонение кривых не превышает 5%, что позволяет сделать вывод о достаточно высокой степени адекватности предложенной математической модели и о возможности ее использования для проектных и технологических расчетов.

Четвертая глава посвящена исследованию и оптимизации режимов СТО, обеспечивающих получение высокого уровня механических свойств пружинных сталей. На основе анализа литературы, посвященной исследуемой проблеме, предположили, что максимально высокий уровень механических свойств можно получить в результате достижения совокупности определенных характеристик структуры аустенита при достаточно полном растворении карбидов, особенно содержащих легирующие элементы, сохранив в то же время высокую плотность дефектов строения, полученных в процессе фазового наклепа при $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходе, а также наследованных от исходной (перед закалкой) структуры. Это, в свою очередь, при закалочном охлаждении позволит получить мелкокристаллическую структуру мартенсита с высокой плотностью дефектов. Условия последующего отпуска должны обеспечивать максимальное сохранение исходного деформационного и фазового наклепа, а также наклепа, полученного при скоростной закалке и сохранение измельченной субзеренной структуры с образованием высокодисперсных карбидов. В условиях СТО может быть более четко выявлено влияние остаточного аустенита в основной мартенситной структуре на сопротивление малым пластическим деформациям и на процесс развития усталостного разрушения.

На основании изложенного была принята следующая последовательность этапов решения задачи настоящего исследования:

- исследование особенностей структурных изменений при скоростной аустенитизации;
- оптимизация режимов скоростной аустенитизации и их влияние на уровень механических свойств;
- исследование и оптимизация режимов скоростного отпуска;
- определение области технологических режимов скоростной закалки и отпуска, позволяющих получить максимальный комплекс механических свойств пружинных сталей.

В качестве основного объекта исследования была исполь-

зована широко распространенная сталь пружинная 60С2А. С целью определения влияния легирования на особенности протекания процессов СТО была также изучена структура и свойства сталей У8А, У8Х, 65Г и 70С2ХА.

При рассмотрении процессов скоростной аустенитизации особое внимание уделено не столько определению температурного интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с использованием измерения физических свойств, сколько установлению температурно-временных интервалов между инструментальным началом $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения его окончанием и моментом достаточно полного растворения карбидов и соответственно, роста концентрации углерода и легирующих элементов в аустените при минимальном росте его зерна.

Помимо установления интервалов скоростной аустенитизации получены экспериментальные данные, показывающие возможность в результате ее проведения формирования широкого спектра структурных состояний путем регулирования основных технологических параметров нагрева: скорости, температуры и времени изотермической выдержки. Анализ этих данных в значительной степени подтверждает выводы, полученные в работах Гриднева В.Н. и др. относительно кинетики процессов скоростной аустенитизации. Как показали исследования с увеличением скорости нагрева от 100 до 5000 °/с температуры начала и завершения процесса аустенитизации стали, как правило, повышается. Исключение составляет только сталь с исходной структурой мартенсита, для которой сохраняется неизменность указанных температур, и сами они ниже, чем у стали в исходном холоднодеформированном или отожженном состояниях. Легирование стали кремнием и особенно, кремнием и хромом повышает эти температуры.

При увеличении скорости нагрева от 10 до 10⁴ °/с эффект измельчения зерна наблюдается отчетливо, однако при дальнейшем ее росте (до 2,1 · 10⁴ °/с) этот эффект не усиливается. Повышение температуры до 1100 °С не позволяет затормозить рост зерна даже при высоких (5000 °/с и более) скоростях нагрева. Установлено, что одновременно с измельчением зерна при скоростном нагреве увеличивается и неоднородность аустенита и соответственно образовавшегося из него мартенсита. Степень

неоднородности мартенсита оказывается наибольшей при невысоких температурах и малом (до 1с) времени изотермической выдержки. Анализ дифрактограмм структуры образцов после скоростной аустенитизации показывает, что большая неоднородность аустенита (мартенсита) в значительной степени тормозит развитие "двухфазного" распада мартенсита при закалке. Это особенно заметно у стали 70С2ХА, легированной хромом и кремнием.

Одновременно с ростом неоднородности исходного аустенита возрастает и количество остаточного аустенита в структуре закаленной стали. Причем анализ линии $\{200\}$ стали 70С2ХА после скоростной закалки показывает, что меняется не только его количество, но и состояние, в частности возрастает уровень микронапряжений, что может свидетельствовать о высокой плотности дефектов в окружающей его мартенситной структуре. Данные электронной микроскопии подтверждают формирование при закалке после скоростной аустенитизации мелкокристаллической структуры мартенсита со значительной плотностью дефектов кристаллической решетки.

Наряду с установлением особенностей процесса скоростной аустенитизации и его влияния на структуру стали в работе изучена взаимосвязь отдельных параметров структурного состояния и механических свойств пружинных сталей, подвергнутых скоростной закалке. В частности установлено резко отрицательное влияние остаточного аустенита на предел упругости ($\sigma_{0,005}$) независимо от режима закалки. Прирост этого свойства после обработки холодом, естественно, тем больше, чем выше количество остаточного аустенита было после закалки. В связи с этим, максимальный прирост предела упругости наблюдается у сталей после скоростной закалки. Показатели предела выносливости после закалки и обработки холодом также несколько выше.

С влиянием колебаний количества остаточного аустенита связано, видимо, и некоторое отличие в значении сопротивления малым пластическим деформациям у сталей с различной исходной структурой после скоростной закалки, которое практически исчезает после обработки холодом. Прямого влияния исходной (до скоростной закалки) структуры на предел упругости не выявлено.

Величина аустенитного зерна и степень неоднородности

мартенсита (аустенита) в определенной степени влияют на пределы упругости и выносливости после отпуска. Чем меньше величина зерна аустенита, тем больше степень неоднородности мартенсита и тем выше уровень этих свойств, но тем ниже устойчивость стали к разупрочнению при отпуске.

Исходя из установленных взаимосвязей в работе определены и подтверждены экспериментально оптимальные режимы скоростной закалки исследуемых пружинных сталей.

Изучение влияния особенностей структурного состояния на уровень механических свойств, достигнутых в результате скоростного отпуска позволило установить взаимосвязь между технологическими параметрами нагрева при отпуске, структурой и комплексом получаемых при этом свойств. Предположили, что температурный диапазон скоростного отпуска, обеспечивающий максимальный уровень свойств пружинных сталей, должен включать в себя развитие II превращения и протекание начальной стадии III превращения. Этот диапазон в зависимости от легирования стали и скорости нагрева в интервале $700-5000^{\circ}/\text{с}$ находится в районе температур $300-450^{\circ}\text{C}$.

В результате исследований скоростного отпуска установлено, что твердость (которую условно можно рассматривать как показатель сопротивления большим пластическим деформациям) с ростом температуры и длительности изотермической выдержки при отпуске постепенно снижается, в то время как сопротивление малым пластическим деформациям в зависимости от продолжительности отпуска характеризуется экстремумом, причем его максимум соответствует тем меньшей продолжительности отпуска, чем выше его температура. Это свидетельствует о том, что в основе процесса отпуска находятся термически активируемые явления. После обработки холодом, приводящей к частичному превращению остаточного аустенита, резко возрастает величина предела упругости стали – как непосредственно после закалки стали, так и после наиболее кратковременного отпуска (до 1с). После более продолжительного отпуска (1м) влияние предварительной обработки холодом (после закалки) не проявляется, так как в этом случае практически полностью протекает изотермическое превращение остаточного аустенита с образованием

структуры нижнего бейнита. В последнем случае, однако, прирост предела упругости значительно меньше, чем после превращения этого остаточного аустенита в мартенсит. Эти выводы подтверждаются и результатами рентгеноструктурного анализа образцов из стали 60С2А, подвергнутых СТО.

Помимо влияния остаточного аустенита, присутствующего в закаленной стали, на процессы, происходящие при отпуске и на уровень достигаемых при этом свойств влияет исходное состояние стали, зависящее от режима закалки и от структурного состояния стали до закалки. Как отмечалось выше, исходное (до скоростной закалки) структурное состояние незначительно влияет на механические свойства стали после всего цикла СТО, а после обработки холодом это влияние практически не выявляется, но всегда абсолютная величина предела упругости после скоростной закалки несколько выше в том случае, если сталь была уже предварительно закалена. Как показывает рентгеноструктурный анализ, это связано с меньшим количеством остаточного аустенита, а по данным микроанализа и с малыми размерами зерна после повторной закалки. Влияние величины зерна аустенита проявляется и после скоростного отпуска сталей, и при этом независимо от их исходного состояния до скоростной закалки. Чем меньше величина зерна аустенита, и, соответственно, размеров кристаллов мартенсита и больше степень их неоднородности, тем выше предел упругости после отпуска.

Установлено также, что с ростом микроискажений и концентрационной неоднородности мартенсита возрастает склонность к разупрочнению при увеличении длительности отпуска и его температуры. Электронномикроскопические исследования показали, что в стали после скоростной закалки и высокотемпературного отпуска ($500-600^{\circ}\text{C}$) процессы структурного превращения проходят более полно, чем после обычной закалки и такого же отпуска.

Исследования показали, что максимум предела выносливости, как и предела упругости всех исследованных сталей, подвергнутых предварительной скоростной закалке, наблюдается после отпуска с выдержкой 3 с. В то же время для достижения максимума релаксационной стойкости необходима большая продолжительность отпуска.

Установленные закономерности влияния изменений структурного состояния в условиях скоростного отпуска на уровень полученных свойств сталей справедливы в пределах изученного уровня легирования, хотя имеют особенности, обусловленные воздействием легирующих элементов на скорость диффузионных процессов при отпуске.

Исходя из изученных закономерностей в работе предложен ряд оптимальных технологических режимов скоростного отпуска.

В пятой главе представлены результаты промышленного опробования разработанных технологических режимов в условиях опытно-серийного производства пластинчатых упругих элементов, подтверждающие перспективность предлагаемого технологического процесса СТО пружинных сталей.

В приложении представлена программа для расчета нагревательного устройства электроконтактного нагрева на ЭВМ, номограммы для расчета механических испытаний образцов, описание быстродействующего фотопирометра частичного излучения, материалы внедрения.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ВЫВОДЫ

1. Спроектирована, изготовлена и исследована экспериментальная установка для СТО ленточных образцов со следующими характеристиками: скоростью нагрева до $2 \cdot 10^4$ °/с и температурой нагрева от 250 до 1300 °С. Разработан метод расчета характеристик нагревательного устройства контактного электронагрева и программа расчета этих характеристик на ЭВМ.

2. Определены оптимальные параметры СТО - закалки и отпуска углеродистых и низколегированных пружинных сталей перлитного класса, выполненных в условиях электронагрева и обеспечивающих формирование специфической структуры и субструктуры, определяющих высокий уровень основных свойств.

3. Установлены особенности процесса аустенитизации, его температурные границы в зависимости от состава стали, скорости нагрева и продолжительности изотермической выдержки и особенности получаемой при этом структуры.

Показано, что после скоростной закалки кристаллы мар-

тенсита отличаются меньшими размерами, повышенным содержанием углерода, но при более неоднородном его распределении, меньшей степенью двухфазного распада, что и определяет более высокий уровень микронапряжений в мартенсите при большем количестве остаточного аустенита, чем после обычной закалки.

4. Установлено, что решающее влияние на уровень основных для пружинных сталей свойств оказывает присутствие в их структуре остаточного аустенита. Однако, даже при равном его количестве свойства стали после скоростной закалки выше, чем после обычной закалки. Уровень свойств, достигаемых в результате превращения аустенита в бейнит при отпуске, ниже, чем при превращении его в мартенсит в результате обработки холодом после закалки.

5. Установлены закономерности скоростного отпуска и показано, что общий характер изменения структуры и свойств аналогичны наблюдающимся после обычного отпуска, но его продолжительность для получения максимального предела упругости и усталостной прочности при скоростном отпуске существенно меньше, а их абсолютные значения значительно выше, особенно после предварительной скоростной закалки. Показано, что продолжительность отпуска для достижения максимума предела упругости и усталостной прочности меньше, чем для достижения максимума релаксационной стойкости, поскольку для релаксационной стойкости необходимо получение большей стабильности структуры, чем для сопротивления малым пластическим деформациям.

6. Установлена связь между уровнем свойств, степенью превращения остаточного аустенита и уровнем микроискажений мартенсита в процессе его распада. Достигнут следующий уровень свойств для стали 60С2А сопротивления малым пластическим деформациям $\sigma_{0,005} = 1930$ МПа предел выносливости $\sigma_2 = 1380$ МПа, релаксационная стойкость: при 20°C (240 ч) $\frac{\Delta\epsilon}{\epsilon} = 9 \cdot 10^{-5}$, при 100°C (240 ч) $\frac{\Delta\epsilon}{\epsilon} = 61 \cdot 10^{-5}$. Эти показатели существенно выше (а релаксационная стойкость не хуже), чем после обычной термической обработки.

7. Разработана технология производства гофрированных упругих элементов из пружинных сталей. Получено авторское свидетельство на разработанный способ производства.

8. Предложенная технология и режимы СТО прошли промышленное опробирование при производстве гофрированных упругих элементов металлических амортизаторов.

Основное содержание диссертации отражено в следующих работах:

1. Думанский И.О. Определение влияния электрохимического полирования на механические свойства пружинной стали 60С2А после электротермической обработки. - Архангельск: ЦНТИ, 1989. - 3 с.

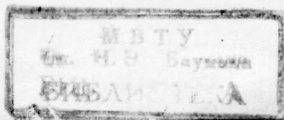
2. Думанский И.О. Скоростная термообработка пружинной стали 60С2А. - Архангельск: ЦНТИ, 1989. - 3с.

3. Думанский И.О., Корыхалов А.В. Упругие свойства стали У8А после скоростной электротермической обработки // Научно-техн. конф. молодых ученых и специалистов.: Тез. докл. - Архангельск, 1989. - С.19.

4. Рахштадт А.Г., Думанский И.О., Тихомирова О.Ю. Структура и свойства углеродобдержающих пружинных сталей после скоростной закалки и отпуска // Митом. - 1990. - № 7. - С. 57-64.

5. А.с. 1555010. СССР, МКИ³ В21Д 1/00. Способ обработки изделий из тонкого листа / Б.Ф. Орлов, С.С. Моданов, И.О. Думанский, Г.М. Клыков // Открытия. Изобретения... - 1990. - № 13. - С.46.

6. А.с. 1564515 СССР. МКИ³ G01 3/20. Машина для установочных испытаний гибких образцов при продольном изгибе / И.О. Думанский, Г.М. Клыков // Открытия. Изобретения... - 1990. - № 18. - С.21.



Сдано в произв. 14.06.91. Подписано в печать 14.06.91.
Формат 60x84/16. Бумага писчая. Усл. печ. л. 1,0.
Уч.-изд. л. 1,0. Заказ 36. Тираж 100 экз. Бесплатно

Отпечатано на ротапринте АШТИ.
Архангельск, 7, набережная им. В.И. Ленина, 17