

16.01
91
Министерство высшего и среднего специального образования СССР

Челябинский политехнический институт
имени Ленинского комсомола

На правах рукописи

КУЗНЕЦОВ ВИКТОР ОРЬЕВИЧ

УДК 669.1.017+621.78.5

ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОГО ЗЕРНА И ПОВЫШЕНИЕ
БЕЙНИТНОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ
С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ

Специальность 05.16.01 - Металловедение и термическая
обработка металлов

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Челябинск
1983

Работа выполнена на кафедре металловедения и термообработки
Челябинского политехнического института имени Ленинского комсо-
моля.

Научный руководитель - доктор технических наук,
профессор ШТЕЙНБЕРГ М.М.

Официальные оппоненты - доктор технических наук,
профессор ГРАЧЁВ С.В.,
кандидат технических наук,
старший научный сотрудник
ПОВОЛОЦКИЙ В.Д.

Ведущее предприятие - Уральский научно-исследовательский
институт черных металлов

Защита состоится "___" 1983 г. на заседании
специализированного совета К 053.13.03 по присуждению учёных
степеней кандидата технических наук металлургического факультета
Челябинского политехнического института имени Ленинского
комсомола по адресу: 454044, г. Челябинск, пр. Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Автореферат разослан "___" 1983 г.

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


O.K. ТОКОВОЙ

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Основным способом повышения прочности стали является закалка с последующим отпуском. Разработка и внедрение её новых, прогрессивных способов, имеющих целью улучшение качества изделий и сокращение длительности обработки, имеет важное практическое значение.

Как показано в работах кафедры металловедения Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола, уже сравнительно небольшое повышение скорости нагрева в межкритическом интервале температур – до 0,5...1 град/с, достигаемое интенсификацией нагрева в печах термических цехов, приводит к значительному измельчению аустенитного зерна в конструкционных стальях и, следовательно, к повышению механических свойств закаливаемых деталей.

Вместе с тем, измельчение зерна, изменение степени гомогенности и дефектности аустенита, формирующегося в условиях ускоренного нагрева под закалку, могут повлечь за собой снижение его устойчивости в субкритическом интервале температур до уровня, недопустимого с точки зрения обеспечения требуемой прокаливаемости. При разработке режимов ускоренного нагрева под закалку основное внимание обычно уделялось получению предельно мелкого зерна, в то время как кинетика распада переохлажденного аустенита практически не изучалась.

В настоящей работе изучены факторы, определяющие устойчивость переохлаждённого аустенита ряда конструкционных сталей с мелким зерном. На этой основе разработаны режимы ускоренного нагрева под закалку, позволяющие измельчить аустенитное зерно стали, сохранив необходимую прокаливаемость и, тем самым, улучшив эксплуатационные характеристики изделий.

Цель работы. В работе были поставлены следующие задачи:

1. В среднеуглеродистых стальях с различным характером и степенью легирования изучить влияние условий аустенитизации и исходной структуры на размер зерна аустенита и кинетику его распада в субкритическом интервале температур.

2. Разработать методику и аппаратуру для изучения кинетики фазовых превращений в изотермических условиях при скоростном охлаждении (тысячи градусов в секунду) до заданной температуры.

3. Определить способы подготовки исходной структуры, режимы ускоренного нагрева под закалку и охлаждения, позволяющие получить более мелкое, чем после обычной термообработки, зерно, без существенного снижения прокаливаемости.

Научная новизна работы.

1. Установлено, что фазовый наклёт аустенита, возникающий в результате многократных $\alpha \rightarrow \gamma$ превращений, а также внешний наклёт, наследуемый от исходной холоднодеформируемой структуры, замедляют бейнитное превращение в конструкционных сталях.

2. Обнаружена и объяснена экстремальная зависимость устойчивости переохлаждённого аустенита стали 7Х3 в промежуточной области от скорости охлаждения.

3. Выявленные особенности диаграмм изотермического распада аустенита хромистых сталей и стали 40ХНМА в промежуточной области (наличие двух минимумов устойчивости в сталях 44Х3 и 40ХНМА и изотермическое образование мартенсита вблизи M_n) объяснены развитием бейнитного превращения на основе различных типов $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситных переходов, протекающих в железе и его сплавах при непрерывном охлаждении с высокими скоростями.

Практическая ценность.

1. Разработаны режимы ускоренного печного нагрева, позволяющие значительно сократить длительность термической обработки ряда деталей автомобиля "Урал", а также измельчить аустенитное зерно в сталях 40Х и 35ХГСА от 25...33 до 13...23 мкм (от 7...8 до 8...10 номера), по сравнению с обычной, печной обработкой.

2. Определены режимы скоростного нагрева ($V_n = 20$ град/с) и способы подготовки исходной структуры, обеспечивающие в сталях 40ХЗМФ и 35ХГСА с бейнитным типом прокаливаемости получение мелкого аустенитного зерна диаметром 4...5 мкм (12...13 номер), без снижения критической скорости закалки.

3. Создана установка для изучения кинетики фазовых превращений в изотермических условиях при скоростном охлаждении до температуры изотермы.

Реализация работы в промышленности.

1. На Уральском автомобильном заводе внедрен режим ускоренного нагрева под закалку некоторых деталей автомобиля "Урал", позволивший примерно в 1,5 раза сократить время пребывания их в печи. Годовой экономический эффект от его внедрения составил 32,24 тыс. руб.

2. Совместно с Уральским автомобильным заводом разработано техническое задание на проектирование специальной печи, обеспечивающей более быстрый, чем на действующем оборудовании, нагрев под закалку. Ожидаемый экономический эффект от её внедрения составляет 176,9 тыс. руб.

На защиту выносится:

1. Конструкция установки для изучения кинетики фазовых превращений в изотермических условиях при скоростном (тысячи градусов в секунду) охлаждении до температуры изотермы. Экспериментальные результаты изучения влияния скорости охлаждения на кинетику промежуточного превращения в сталях 7Х3 и 44Х3.

2. Экспериментальные данные о влиянии фазового и внешнего наклёпа аустенита машиностроительных сталей на кинетику его распада в субкритическом интервале температур.

3. Способы подготовки исходной структуры и режимы ускоренного нагрева под закалку, обеспечивающие измельчение аустенитного зерна в сталях с бейнитным типом прокаливаемости, без снижения критической скорости закалки.

4. Экспериментальные данные, свидетельствующие о существовании двух максимумов скорости превращения в промежуточной области температур в сталях 44Х3 и 40ХНМА и о изотермическом образовании мартенсита вблизи точки M_4 .

Апробация работы. Основные результаты работы доложены и обсуждены на Всесоюзном научно-техническом семинаре "Новое в металловедении и термообработке конструкционных сталей и специальных сплавов" (Челябинск, 1978 г.), Всесоюзной научно-технической конференции "Металловедческие резервы повышения качества металлоизделий, надежности и долговечности деталей машин" (Челябинск, 1981 г.), отраслевой школе передового опыта "Опыт эксплуатации термического оборудования и внедрения новой технологии термической обработки на заводах отрасли" (Ингас, 1981 г.), производственно-техническом семинаре "Термическая обработка горячекатанной и калиброванной стали с применением электронагрева" (Златоуст, 1982 г.), III областной научно-технической конференции молодых специалистов и учёных "Повышение эффективности применения чёрных металлов в народном хозяйстве" (Златоуст, 1976 г.), I и II научно-технических конференциях молодых учёных и специалистов ЧПИ (Челябинск, 1977, 1979 гг.), научно-технических конференциях ЧПИ (Челябинск, 1976 - 1982 гг.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 12 работ, в том числе одно авторское свидетельство.

Объём работы. Диссертационная работа изложена на 88 страницах машинописного текста, содержит 72 рисунка, 6 таблиц, список литературы на 16 страницах из 139 наименований и приложение на двух страницах.

Основное содержание диссертации.

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения, списка цитируемой литературы и приложения.

Во введении обоснована актуальность темы и сформулированы основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава диссертации посвящена обзору литературы, в котором рассмотрены закономерности образования аустенита в сталях, влияние условий аустенитизации и пластической деформации на кинетику его распада в субкритическом интервале температур. Обсуждается возможность наследования дефектов кристаллического строения аустенитом конструкционных сталей от холоднодеформированной или предварительно закаленной исходной структуры. Рассмотрены способы измельчения аустенитного зерна и его влияние на механические свойства стали.

На основании анализа литературных данных сформулированы задачи настоящего исследования.

Во второй главе приведены составы исследованных сталей и сведения о методике эксперимента.

В соответствии с поставленными задачами для исследования были выбраны две группы сталей. Первая группа сталей, содержащая от 0,06 до 0,72 % углерода при одинаковой легированности (при мерно 3 % Cr), предназначена для исследования кинетики бейнитного превращения с целью установления её возможной связи с различными типами $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений, протекающих в железе и его сплавах при сверхбыстром охлаждении. На сталях второй группы (35ХГСА, 40ХЭМФ, 40ХНМА, 40ХН, 40Х) с близким содержанием углерода и различным характером и степенью легирования исследовано влияние исходной структуры и условий аустенитизации на размер зерна аустенита и кинетику его распада в субкритическом интервале температур в лабораторных и заводских условиях.

Сталь 40ХЭМФ и все стали первой группы выплавлены в лабораторных индукционных печах из чистых шихтовых материалов. Стали второй группы – обычные, промышленной выплавки.

Для исследования кинетики фазовых превращений в изотермических условиях при скоростном охлаждении (тысячи град/с) до заданной температуры была сконструирована и изготовлена специальная установка. Образец размерами 24x3x0,15...0,3 мм, нагреваемый до температуры аустенитизации ($800\ldots1100^{\circ}$) электрическим током, охлаждали струей газа (аргона, CO_2). При достижении заданной температуры ($200\ldots700^{\circ}$) подача газа прекращалась и автоматически включался ток подогрева, необходимый для поддержания заданной температуры. Варьируя давление газа (до $25 \cdot 10^5$ Па), можно в широком диапазоне от (30 до 2000 град/с) менять скорость охлаждения.

Процессы, протекающие при нагреве, охлаждении и изотермической выдержке, регистрировали термическим, резистометрическим (метод вольтметра – амперметра) и магнитометрическим (дифференциальный магнитометр переменного тока) методами. Для уменьшения градиента температуры вдоль длины образца были сконструированы и изготовлены подогреваемые электрические контакты (Авторское свидетельство № 599378).

В тех случаях, когда не требовалась высокая скорость охлаждения от температуры аустенитизации до температур субкритического интервала, кинетика распада переохлажденного аустенита изучалась на образцах размерами 5x5x40 мм при помощи магнитометра Д.С.Штейбера.

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе "Neophot - 2" и электронном микроскопе "УЭМВ-100К".

Линейную скорость роста кристаллов σ – фазы при промежуточном превращении определяли на приборе ИМАШ-5С.

Механические свойства при растяжении определяли на стандартных образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 25 мм, на машине УММ-5. Серийные испытания на ударную вязкость при температурах от -196 до $+100^{\circ}$ проводили на копре МК-30 (образцы размерами 55x10x10 мм с U – образным надрезом). Предел усталости (G_c) определяли на машине МУИ-6000.

В третьей главе рассмотрено влияние условий аустенитизации исходной структуры и предварительной деформации на размер зерна аустенита сталей 35ХГСА и 40ХЭМФ и его устойчивость в субкритическом интервале температур при быстром нагреве ($V_H = 20$ град/с).

Значительное измельчение аустенитного зерна сталей 35ХГСА и 40ХЭМФ достигается путем проведения повторных быстрых аустенитизаций (нагрев до $T_A = 880\ldots900^{\circ}$, со скоростью $V_H = 20$ град/с,

выдержка $\bar{t}_\beta = 20 \dots 30$ с) и закалок. После 3...5 циклов "нагрев-закалка" в исследуемых сталях, независимо от исходного размера зерна и структуры, формируется мелкое зерно со средним диаметром 5...6 мкм (примерно I2 номер).

Предварительная холодная пластическая деформация исходной структуры, предшествующая быстрому нагреву и кратковременной аустенитизации, приводит к существенному измельчению зерна. Так, если в сталях 35ХГСА и 40ХЭМФ с различной исходной структурой после аустенитизации по режиму $T_A = 880 \dots 900^\circ$, $V_d = 20$ град/с,

$\bar{t}_\beta = 20 \dots 60$ с формируется зерно со средним диаметром 8...12 мкм (II...I0 номер), то в образцах, предварительно деформированных при 20° со степенями 15...70 % и аустенитизированных по такому же режиму, оно измельчается до 4...8 мкм (I3...II номер).

Измельчение зерна в результате предварительной закалки или деформации связано, по-видимому, с увеличением числа мест, благоприятных для образования зародышей аустенита, в результате сохранения повышенной плотности дефектов кристаллического строения к моменту начала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Измельчение зерна в результате предварительной деформации наблюдается и при более длительной (до 30 мин) аустенитизации.

В перлитной области установлена количественная зависимость устойчивости переохлажденного аустенита стали 35ХГСА от размера зерна. При измельчении аустенитного зерна от 32 до 5 мкм (от 7 до I2 номера) инкубационный период (\bar{t}_α), при температуре 650° , соответствующей минимальной устойчивости аустенита в перлитной области, уменьшился в четыре раза (от 65 до 15 с). При изменении среднего диаметра зерна от 5 до 17 мкм эта зависимость близка к линейной. Показано, что уменьшение \bar{t}_α происходит независимо от способа измельчения зерна. При одинаковом размере зерна, полученным различными способами, устойчивость аустенита стали 35ХГСА в перлитной области также примерно одинакова.

Устойчивость переохлажденного аустенита стали 40ХЭМФ в промежуточной области в условиях быстрого нагрева и кратковременной аустенитизации зависит от исходной структуры и режима предварительной обработки и может быть как выше, так и ниже уровня, достигаемого длительной аустенитизацией (рис. I). Выдержка при 900° в течении 10 минут и более обеспечивает постоянство инкубационного периода (80 с) при 400° и его независимость от предшествующей обработки.

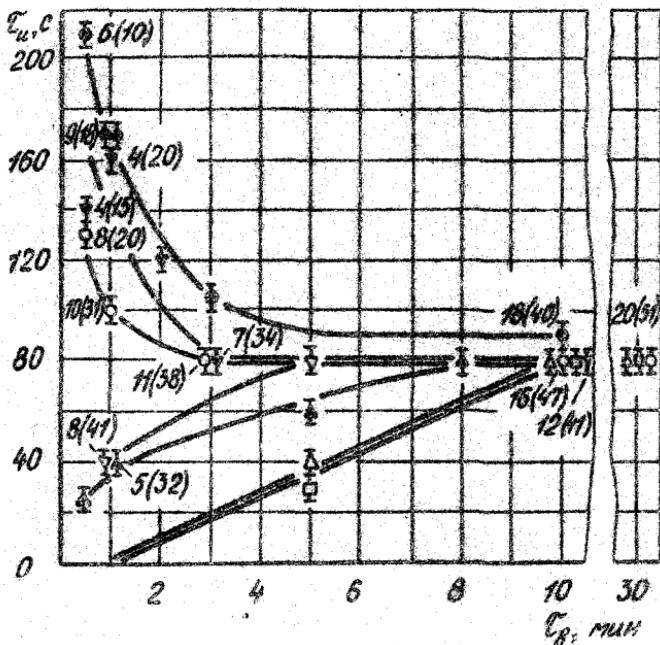


Рис. 1. Влияние исходной структуры, термоциклирования, предварительной холодной деформации и времени austенитизации при 900° (V_h = 20 град/с) на устойчивость переохлажденного austенита стали 40ХЗМФ в промежуточной области при 400°

Исходная структура и режим предварительной обработки

Режим I (○) - мартенсит ($T_A = 1000^\circ$, $\varepsilon_0 = 60$ мин, закалка).

Режим 2 (▽) - тростит отпуска (то же, что по режиму I, плюс отпуск при 350° , $\varepsilon_0 = 1$ ч). Режим 3 (▼) - деформированный тростит отпуска (то же, что по режиму 2, плюс деформация со степенью 50 % при 20°). Режим 4 (Δ) - сорбит отпуска (то же, что по режиму I, плюс отпуск при 600° , $\varepsilon_0 = 1$ ч). Режим 5 (▲) - деформированный сорбит отпуска (то же, что по режиму 4, плюс деформация со степенью 50 % при 20°). Режим 6 (Φ) - деформированный мартенсит (то же, что по режиму I, плюс деформация со степенью 15 % при 20°). Режим 7 (⊛) - мартенсит, образовавшийся после двойной закалки (то же, что по режиму I, плюс 900° ($V_h = 20$ град/с), $\varepsilon_0 = 30$ с, закалка).

Режим 8 (□) - феррит + сорбит ($T_A = 1000^\circ$, $\varepsilon_0 = 60$ мин, охл. до 650° , $\varepsilon_0 = 120$ мин).

Цифры у точек - средний размер зерна, в мкм.

Цифры в скобках - процент распада austенита после 30-минутной выдержки при 400° .

Инкубационный период соответствует времени образования 3 % продуктов распада.

Значительное замедление бейнитного превращения, по сравнению с уровнем, достигаемым обычной обработкой, наблюдается при ускоренной аустенитизации ($T_A = 900^\circ$, $V_H = 20$ град/с, $t_f = 0,5\ldots 1$ мин) стали 40ХЭМФ с исходной структурой мартенсита, полученного в результате однократной или двухкратной закалки, а также со структурами деформированного мартенсита или тростита отпуска (рис. I). Аустенит, образовавшийся при ускоренной аустенитизации из исходной ферритосорбитной структуры, тростита и сорбита отпуска, имеет более низкую, чем после обычной термообработки, устойчивость в промежуточной области (рис. I).

Подобное влияние исходной структуры, многократных закалок и предварительной деформации на кинетику бейнитного превращения при быстром нагреве ($V_H = 20$ град/с, $T_A = 880^\circ$) обнаружено и в стали 35ХГСА.

Как следует из изложенного выше, в условиях скоростной аустенитизации повышение устойчивости аустенита конструкционных сталей в промежуточной области достигается путем увеличения степени однородности исходной структуры (переходом от ферритосорбитной структуры и сорбита отпуска к мартенситу) и увеличения плотности дефектов кристаллического строения в ней (применение повторных закалок или предварительной деформации).

На кинетику бейнитного превращения в стали данного состава могут оказывать влияние: химический состав аустенита и степень его гомогенности, которые могут меняться вследствие более или менее полного растворения карбидов; размер аустенитного зерна; степень дефектности аустенита.

Как показали электронномикроскопические и микроструктурные исследования, низкая устойчивость аустенита сталей 40ХЭМФ и 35ХГСА при быстром нагреве и кратковременной аустенитизации образцов с исходной ферритосорбитной структурой и структурой сорбита отпуска, обусловлена его химической неоднородностью. В образцах из стали 40ХЭМФ со структурой сорбита отпуска, подвергнутых ускоренному нагреву под закалку ($T_A = 900^\circ$, $V_H = 20$ град/с,

* Эффект замедления бейнитного превращения в результате фазового и внешнего наклона в стали 35ХГСА проявляется слабее, чем в стали 40ХЭМФ. По-видимому это обусловлено различным характером легирования, и прежде всего присутствием Mo в стали 40ХЭМФ.

$T_g = 1$ мин) обнаружены нерастворившиеся карбиды. В образцах с мартенситной структурой, аустенитизированных и закаленных по такому же режиму, карбиды не обнаружены.

Для получения уровня устойчивости аустенита в промежуточной области, достигаемого обычной термообработкой (т.е. длительной аустенитизацией), в стали 40ХЭМФ с исходной структурой феррит + + сорбит или сорбит отпуска необходима десятиминутная выдержка при 900° , и в стали 35ХГСА примерно пятиминутная при 880° .

Из большинства литературных источников и данных настоящего исследования следует, что размер аустенитного зерна не оказывает существенного влияния на кинетику бейнитного превращения.

Наиболее вероятной причиной замедления бейнитного превращения после быстрого нагрева и кратковременной аустенитизации сталей 40ХЭМФ и 35ХГСА с исходной мартенситной или холоднодеформированной структурой является фазовый или внешний наклён α - фазы, возникающий, соответственно, при многократных $\alpha' \rightleftharpoons \gamma'$ превращениях или пластической деформации, и наследуемый аустенитом [1-3]. Повышенная плотность дефектов кристаллического строения в аустените может приводить к созданию субструктур, которая, как и при ВТМО, будет затруднять $\gamma' \rightarrow \alpha$ перестройку решетки [4,5] и тормозить диффузию углерода в γ' - фазе [6,7].

Выбор оптимальных режимов ускоренного нагрева под закалку. Из данных, представленных в табл. I, следует, что в условиях быстрого нагрева и кратковременной аустенитизации, используя термоциклирование или предварительную деформацию тростита отпуска в стали 40ХЭМФ, можно получить мелкое аустенитное зерно I2...I3 номера и, одновременно, в 2...3 раза уменьшить, по сравнению с обычной термообработкой, критическую скорость закалки. (табл. I режимы 2,3).

В стали 35ХГСА в результате скоростной аустенитизации образцов с исходной мелкозернистой мартенситной структурой формируется мелкое зерно I2 номера. Критическая скорость закалки при этом не ниже, чем при обычной аустенитизации (табл. I, режим 6).

Мелкое зерно примерно I2 номера в исследуемых сталях можно получить и другими способами (табл. I, режимы 4,7), однако, критическая скорость закалки при этом будет выше, чем после обычной аустенитизации.

Таблица 1

Влияние исходной структуры, режима прокатывания обработки в усилки устойчивизации на размер зерна аустенита стали 40ХГСА и 35ХГСА, его устойчивость в перлитной и бейнитной областях и критическую скорость залетки

Марка стали	№ п.п	Исходная структура	Режим обработки	Размер аустенита		Инкубационный период при температуре минимальной устойчивости в перлитной области	Критиче-ская ско-рость за-летки в бейнитной области
				мм	номер		
1	2	Борбут отпуска	$T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$.	20	-8	-	2,9
2	4	автоматическая ($\varepsilon = 50\%$) прокатка	$T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$.	4	13	-	80
3	3	автоматическая ($d_{max} = 23 \text{ мм}$)	$T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$, зарядка, $T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 30\%$	6	-12	-	150
40ХГСА	4	автоматическая ($\varepsilon = 50\%$) прокатка	$T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$	5	12	-	1,5
5	5	автомат + отпуск ($d_{max} = 100 \text{ мм}$)	$T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$	17	0...9	43	40
35ХГСА	6	автоматика	$T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$	5,5	12	16	4,0
7	7	автомат + отпуск ($d_{max} = 140 \text{ мм}$)	$T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$, зарядка, $T_a = 900^\circ\text{C}$, $V_a = 20 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 100\%$, зарядка, $T_a = 850^\circ\text{C}$, $V_a = 80 \text{ м}^3/\text{мин}$, $\varepsilon_a = 20\%$	5,5	12	14	37

* Критическая скорость залетки обозначена по диаграмме Бюкноль-Лисса: $V_{crit} = \frac{T_m - T_{min}}{T_m - T_{max}}$, где A_1 — температура начала обра-
зования аустенита (для стали 40ХГСА и 35ХГСА — 700 и 750°, соответственно), T_{min} — температура минимума
устойчивости залетки (для стали 35ХГСА в перлитной области — 650°, для стали 35ХГСА и 40ХГСА в
бейнитной области — 450 и 400°, соответственно). T_{max} — время до начала залетки или температура макси-
мальной устойчивости

Прокаливаемость стали 40ХМФ после всех режимов обработки определяется скоростью образования бейнита.

В стали 35ХГСА при измельчении зерна до 5 мкм (12...13 номер, в результате ускорения перлитного превращения бейнитная прокаливаемость меняется перлитной).

Предложенные режимы обработок позволяют измельчить аустенитное зерно без снижения критической скорости закалки только в сталях с бейнитным типом прокаливаемости.

В четвертой главе рассмотрены особенности образования бейнита в хромистых сталях с различным содержанием углерода, а также влияние скорости охлаждения и температуры аустенитизации на кинетику бейнитного превращения.

Показано, что с увеличением содержания углерода от 0,23 до 0,72 % в сталях с 3 % Cr диаграмма изотермического распада аустенита в промежуточной области претерпевает существенные изменения, и, что важно, её форма отличается от привычной С-образной (рис. 2). Для всех сталей можно выделить интервал, прилегающий к M_A , где развивается изотермическое превращение, особенностью которого является плавное уменьшение инкубационного периода при приближении к мартенситной точке. В стали 44Х3 чётко выявлены два температурных минимума устойчивости переохлажденного аустенита при температурах 350 и 430° (рис. 2 в). Подобная диаграмма приведена в [8]. Указанные особенности диаграммы объясняны возможностью развития бейнитного превращения на основе различных типов $f \rightarrow \alpha$ мартенситных переходов, обнаруженных в железе и его сплавах при непрерывном охлаждении с высокими скоростями [9, 10]. Римские цифры у кривых на рис. 2 указывают предполагаемые типы $f \rightarrow \alpha$ переходов, реализующихся в процессе образования бейнита.

Обнаружена сложная экстремальная зависимость устойчивости переохлажденного аустенита стали 7Х3 в промежуточной области от скорости охлаждения (рис. 3).

Экстремальный характер зависимости $E_u = f(V_{ox})$ показывает, что на кинетику образования бейнита оказывают влияние несколько факторов, действующих в противоположных направлениях. Возрастание E_u при увеличении V_{ox} от 10 до 15 град/с можно объяснить подавлением подготовительных, предраспадных процессов в аустените во время его пребывания в субкритической области (образование зон, обогащенных легирующими элементами и углеродом, при

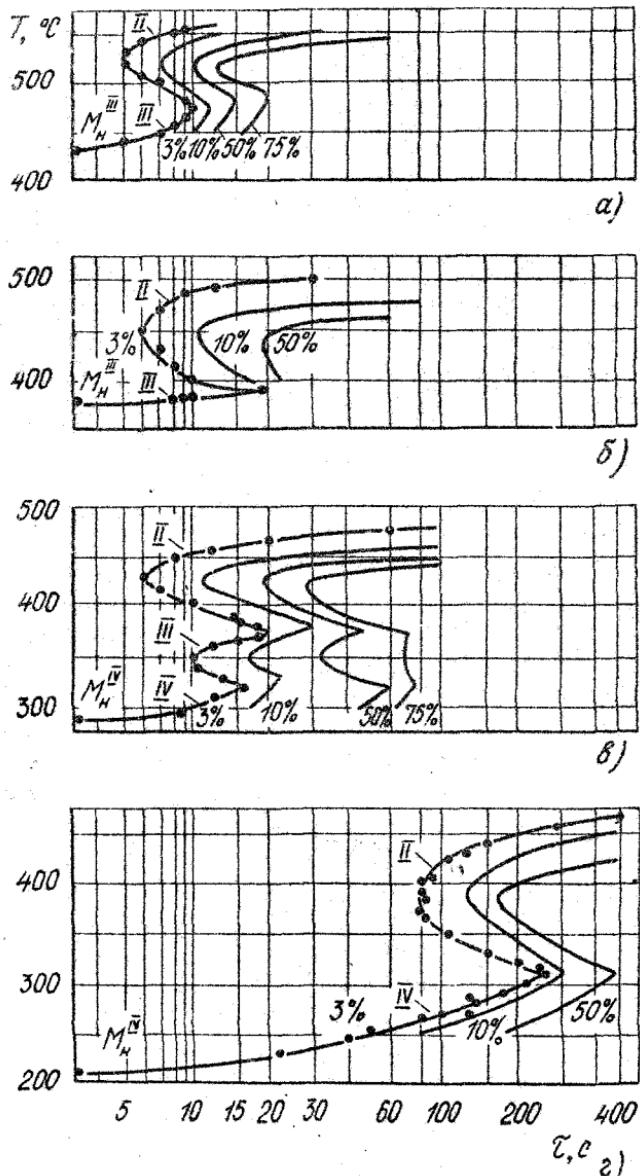


Рис. 2. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита хромистых сталей в промежуточной области:
а - 23Х8, б - 40Х3, в - 44Х3, г - 7Х3. Режим аустенитизации:
 $T_A = 1000^\circ$, $V_H = 20$ град/с, $t_f = 3$ мин. Скорость охлаждения - 100 град/с

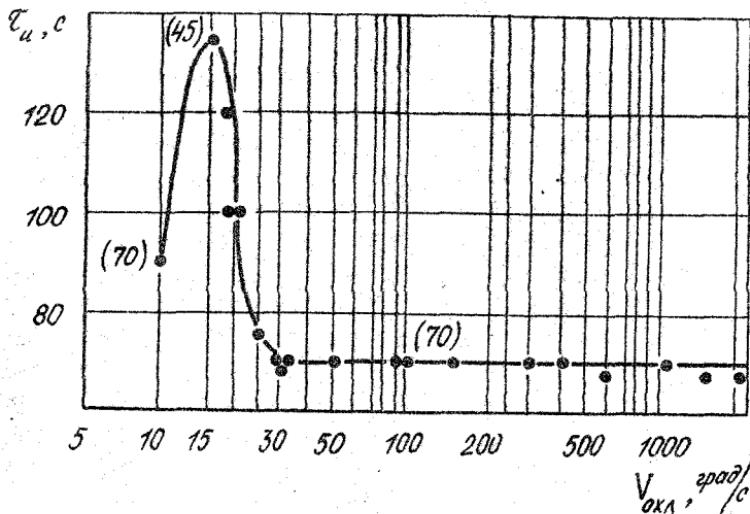


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения на устойчивость переохлажденного аустенита стали 7Х3 при 400° , $T_A = 1000^{\circ}$, $V_H = 20$ град/с, $\tau_f = 3$ мин. Цифры около точек указывают полноту превращения, в %. Инкубационный период соответствует времени образования 3 % продуктов распада

температурах перлитной области и перераспределение углерода в бейнитной области [II].

Уменьшение инкубационного периода при 400° при дальнейшем ускорении охлаждения может быть обусловлено частичной фиксацией высокотемпературного состояния аустенита при температуре распада (особенностей распределения углерода внутри раствора и между раствором и дефектами решетки; различной степенью ближнего порядка в подсистеме $Cr-C$; повышенной концентрацией вакансий).

Установлено, что при подстуживании ($V_{oxl} = 2$ град/с) от температуры аустенитизации 1000° до температур $850\dots 500^{\circ}$ и дальнейшем быстром охлаждении со скоростью 100 град/с можно в широких пределах (от 30 до 200 с) изменять T_u при 400° и, следовательно, прокаливаемость стали 7Х3.

Для сталей 40Х3МФ и 40ХНМА определены температуры аустенитизации ($900\dots 950^{\circ}$), при которых устойчивость аустенита в промежуточной области максимальна.

На основании анализа температурной зависимости линейной скорости роста кристаллов α -фазы сделан вывод о том, что в

сталих 44Х8 и 7Х8 скорость бейнитного превращения может лимитироваться как скоростью диффузии углерода (в верхней части промежуточной области), так и скоростью $f^{\alpha} \rightarrow d$ перестройки решетки (при температурах вблизи M_A).

В пятой главе рассмотрены результаты изучения условий нагрева под закалку деталей автомобиля "Урал" в заводских условиях и режимы ускоренного печного нагрева, разработанные с целью интенсификации процессов термической обработки и повышения механических свойств обрабатываемых изделий.

Установлено, что скорость нагрева в межкритическом интервале температур в термическом цехе № 1 Уральского автомобильного завода при обработке по существующим технологическим режимам составляет примерно 0,1 град/с, а время выдержки при температуре austенитизации 60...90 мин (табл. 2).

Таблица 2
Режимы ускоренного и заводского нагрева под закалку

Марка стали	Режим austenитизации	Размер зерна	
		мкм	баллы
35ХГСА	Заводской: $T_A = 880^\circ\text{C}$, $V_H = 0,1$ град/с, $\tau_f = 60$ мин	25	8...7
	Ускоренный: $T_A = 880^\circ\text{C}$, $V_H = 1$ град/с, $\tau_f = 10$ мин	13	10...9
40Х	Заводской: $T_A = 850^\circ\text{C}$, $V_H = 0,1$ град/с, $\tau_f = 60$ мин	33	7...8
	Ускоренный: $T_A = 850^\circ\text{C}$, $V_H = 1$ град/с, $\tau_f = 10$ мин	23	8
40ХН	Заводской: $T_A = 820^\circ\text{C}$, $V_H = 0,1$ град/с, $\tau_f = 90$ мин	12	10
	Ускоренный: $T_A = 820^\circ\text{C}$, $V_H = 1$ град/с, $\tau_f = 10$ мин	11	10

Показано, что нагрев деталей в печи с температурой на $100...200^\circ$ выше температуры закалки ($820...860^\circ$), позволяет в 1,5...2 раза сократить время их прогрева, по сравнению с обычной

обработкой, и в 5...10 раз (от 0,05...0,1 до 0,6...1,2 град/с) повысить скорость нагрева в интервале $A_{c_1} \dots A_{c_3}$. На основании данных по влиянию условий аустенитизации на размер зерна аустенита и кинетику его распада предложены режимы ускоренного печного нагрева (табл. 2).

В результате ускоренного нагрева под закалку в сталях 35ХГСА и 40Х получено более мелкое, чем после обычной обработки, зерно (на 1,5...1 номер). Измельчение аустенитного зерна в стали 35ХГСА привело к повышению ударной вязкости (примерно на 20 %), предела усталости (примерно на 20 %) и снижению порога хладноломкости (на 20...30°) в высокоотпущенном состоянии. Ударная вязкость и её температурная зависимость улучшенных сталей 40Х и 40ХН примерно одинакова, как после обработки с обычным, так и ускоренным нагревом под закалку. Это обусловлено мелким исходным зерном (сталь 40ХН), незначительным его измельчением при ускоренном нагреве (сталь 40Х) и более высокой температурой отпуска, по сравнению со сталью 35ХГСА.

Механические свойства при растяжении после ускоренного и обычного нагрева под закалку и высокого отпуска во всех исследованных сталях примерно одинаковы. Заметное повышение прочностных характеристик начинается при измельчении зерна выше 10 номера.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ:

1. Подготовка исходной структуры и ускоренный нагрев под закалку ($V_u = 1\dots20$ град/с) сталей 35ХГСА, 40Х и 40ХЭМФ приводят к значительному измельчению аустенитного зерна от 20...30 мкм до 4...20 мкм от 7...8 до 8...13 номера), по сравнению с обычной печной обработкой.

2. Установлено, что фазовый наклеп аустенита, возникающий в результате многократных $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ превращений, а также внешний на-
клёп, наследуемый от исходной холоднодеформируемой α -фазы, замедляют бейнитное превращение в конструкционных сталях.

3. Устойчивость аустенита в перлитной области определяется размером аустенитного зерна, независимо от способа его получения. Количественная оценка показала, что при уменьшении среднего диаметра зерна в стали 35ХГСА от 32 до 5 мкм (от 7 до 12 номера) инкубационный период при температуре 650°, соответствующей минимальной

устойчивости переохлажденного аустенита в перлитной области, уменьшается в четыре раза (от 65 до 15 с).

4. Обнаружена экстремальная зависимость устойчивости аустенита стали 7Х3 в температурной области промежуточного превращения от скорости охлаждения. Максимальную устойчивость наблюдали при скорости охлаждения 15 град/с (инкубационный период при 400° равен 135 с). Путем охлаждения со скоростью 2 град/с от 1000° до различных температур субкритического интервала (850...500°) и последующего быстрого охлаждения (со скоростью 100 град/с) можно в широких пределах изменять инкубационный период распада аустенита стали 7Х3 при 400° (от 200 до 30 с).

5. В сталях 40ХЭМФ и 40ХНМА обнаружена экстремальная зависимость инкубационного периода в промежуточной области от температуры аустенитизации. Небольшую устойчивость наблюдали после аустенитизации при температурах 900...950°.

6. Показано, что в хромистых сталях с 3 % Cr и содержанием углерода от 0,23 до 0,72 %, вблизи точки M_A протекает изотермическое образование мартенсита, с инкубационным периодом, плавно уменьшающимся при понижении температуры. В сталях 44Х3 и 40ХНМА существует два максимума скорости превращения в бейнитной области. Эти особенности кинетики изотермического распада аустенита объясняны реализацией бейнитного превращения на основе различных типов $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситных переходов, протекающих в железе и его сплавах при непрерывном охлаждении с высокими скоростями.

7. Разработаны режимы ускоренного нагрева ($V_A = 20$ град/с) и способы подготовки исходной структуры, позволившие в сталях 40ХЭМФ и 35ХГСА с бейнитным типом прокаливаемости получить мелкое аустенитное зерно диаметром 4...5 мкм (12...13 номера) без снижения критической скорости закалки.

8. Предложены режимы ускоренного печного нагрева, обеспечивающие значительное сокращение длительности термической обработки ряда деталей автомобиля "Урал" на действующем оборудовании, измельчение аустенитного зерна и повышение механических характеристик (K_{Cu} , B_r); по сравнению с обычной печной обработкой. Годовой экономический эффект от внедрения ускоренного печного нагрева под закалку на Уральском автомобильном заводе составил 32, 24 тыс. руб. Разработано техническое задание на проектирование специальной печи, обеспечивающей более быстрый, чем на действующем оборудовании, нагрев под закалку. Ожидаемый экономический эффект от её внедрения составляет 176,9 тыс. руб.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Морозов О.П., Кузнецов В.Ю. Кинетика изотермического превращения аустенита в сплаве $Fe + 3 \% Cr + 0,44 \% C$ - В сб.: Вопросы производства и обработки стали, № 177, Челябинск: ЧПИ, 1976, с. 146-149.
2. Морозов О.П., Штейнберг М.М., Кузнецов В.Ю. О связи мартенситного и бейнитного превращения в сталях с 3 % Cr - Тез. докл. III областной научно-технической конф. молодых специалистов предприятий и организаций черной металлургии по повышению эффективности применения черных металлов в народном хозяйстве. Златоуст, 1976, с. 96-97.
3. Морозов О.П., Кузнецов В.Ю. Методика исследования кинетики фазовых превращений при скоростном охлаждении до температуры изотермической выдержки. - Заводская лаборатория, 1978, № 2, с. 186-189.
4. А.с. № 599378 (СССР). Электроконтактное устройство для установок исследования кинетики фазовых превращений в металлах и сплавах при нагреве./ Морозов О.П., Кузнецов В.Ю. - Опубл. в Б.И., 1978, № II.
5. Морозов О.П., Штейнберг М.М., Кузнецов В.Ю. О кинетике бейнитного превращения в некоторых конструкционных сталях. - В сб.: Вопросы производства и обработки стали, № 202, Челябинск: ЧПИ, 1978, с. 99-106.
6. Морозов О.П., Штейнберг М.М., Кузнецов В.Ю. Особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода в сталях на основе $Fe + 3 \% Cr$ в температурной области промежуточного превращения. - ФММ, 1979, т. 48, в I, с. 123-134.
7. Морозов О.П., Штейнберг М.М., Кузнецов В.Ю. О промежуточном превращении в некоторых конструкционных сталях. - В сб.: Вопросы производства и обработки стали, № 229, Челябинск: ЧПИ, 1979, с. 102-108.
8. Кузнецов В.Ю., Журавлев Л.Г., Ушаков В.Г. и др. Сокращение длительности термической обработки некоторых деталей автомобиля "Урал". - Тез. докл. научно-технической конф. "Металлургические резервы повышения качества металлопродукции, надежности и долговечности деталей". Челябинск, 1981, с.26-27.
9. Кузнецов В.Ю. Структура и свойства конструкционных сталей,

- подвергнутых закалке с ускоренным нагревом. - В сб.: Вопросы производства и обработки стали, № 265, Челябинск: ЧПИ, 1981, с. 62-68.
10. Кузнецов В.Ю., Журавлев Л.Г., Штейнберг М.М. Влияние условий аустенитизации, термоциклирования и предварительной холодной пластической деформации на размер аустенитного зерна и прокаливаемость некоторых конструкционных сталей. Тез. докл. производственно-технического семинара "Термическая обработка горячекатаной и калибровочной стали с применением электронагрева", Челябинск, 1982, с. 27-28.
11. Кузнецов В.Ю., Штейнберг М.М. Влияние фазового и внешнего наклена на устойчивость переохлажденного аустенита конструкционных сталей в промежуточной области. - Известия вузов. Черная металлургия, 1982, № 2, с. 64-67.
12. Штейнберг М.М., Журавлев Л.Г., Кузнецов В.Ю. и др. Структура и свойства конструкционных сталей, подвергнутых закалке с ускоренным нагревом. - Технология автомобилестроения, 1982, № 5, с. 18-19.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1968, т. I, II.- 1171 с.
2. Бернштейн М.Л., Штремель М.А. О "наследовании" влияния наклона на свойства стали. - ФМ, 1963, т. 15, I, с. 82-90.
3. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. - М.: Металлургия, 1982.- 128 с.
4. Соколов К.Н., Энтин Р.И., Хлестов В.М. и др. Влияние пластической деформации на кинетику изотермического превращения аустенита. - МИТСМ, 1973, № 1, с. II-17.
5. Штейнберг М.М., Филатов В.И., Шилкова Т.С. и др. Влияние высокотемпературной пластической деформации на кинетику распада переохлажденного аустенита. - Изв. вузов. Черная металлургия, 1973, № 10, с. II-17-II9.
6. Кидин И.Н., Щербединский Г.В., Андрюшечкин В.И. и др. Влияние предварительной закалки на диффузионные процессы углерода в аустените. - Изв. АН СССР. Металлы, 1972, № 6, с. 165-168.
7. Кидин И.Н., Щербединский Г.В., Андрюшечкин В.И. и др. Влияние предварительной холодной пластической деформации на диффузию углерода в аустените - МИТСМ, 1971, № 12, с. 26-29.

8. Ericsson G.E., Bhat M.S., Parker E.R., Zackay V.E. Isothermal studies of bainite and martensitic transformations in some low alloy steel. - Met.Trans., 1976, v.7A, N11, p.1800-1803.
9. Морозов О.П., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М. Полиморфное гамма → альфа превращение в железе высокой степени чистоты. - ФММ, 1972, т. 34, 4, с. 795-799.
10. Мирзаев Д.А., Морозов О.П., Штейнберг М.М. О связи превращений в железе и его сплавах. - ФММ, 1973, т. 36, 3, с. 560-568..
- II. Кулемин А.В., Некрасова С.В., Энтин Р.И. О процессах протекающих в течении инкубационного периода перлитного и бейнитного превращений аустенита. - Докл. АН СССР, 1979, т. 246, с. 865-868.