

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛОФИЗИКИ

На правах рукописи
УДК 669.112.227:539.26.

ТЕЛЕВИЧ РОМАН ВЛАДИМИРОВИЧ

**ГЕНЕЗИС СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ
КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ**

Специальность 05.16.01-Металловедение и термическая
обработка металлов

*Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук*

КИЕВ - 1995

АВ 33.760

Диссертация является рукописью

Работа выполнена в Институте металлофизики НАН Украины

Официальные оппоненты: академик НАН Украины, доктор
технических наук, профессор
Таран Ю.Н. (ДМА, г.Днепропетровск)
доктор технических наук, профессор
Гордиенко А.И. (ФТИ, г.Минск)
доктор технических наук, профессор
Лободюк В.А. (ИМФ, г.Киев)

Ведущая организация: Национальный технический
университет Украины (КПИ)

Защита состоится "31" "января" 1996 г. в ¹⁴..... часов на
заседании Специализированного совета Д 01.75.02 при Институте
металлофизики НАН Украины по адресу: 252680, ГСП, г.Киев-142,
пр.Вернадского, 36, конференц-зал Института металлофизики НАН
Украины.

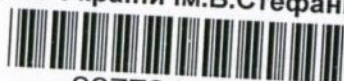
С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института
металлофизики.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные печатью
учреждения; просим направлять по адресу: 252680, ГСП, Киев-142,
пр.Вернадского, 36, Институт металлофизики НАН Украины.

Автореферат разослан "25" "декабря" 1995 г.

УЧЕНЫЙ СЕКРЕТАРЬ
Специализированного совета Д 01.75.02
кандидат физ.-мат. наук..... МАДАТОВА Э.Г.

ЛННБ України ім.В.Стефаника



00779415 (X)

ДВ - 35.760

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

Актуальность темы. Для разработки эффективных ресурсосберегающих технологий, целью которых является упрочнение сталей, большое практическое значение имеет подход, базирующийся на диспергировании их структуры. В формировании термической обработкой структуры, а следовательно и свойств стали, размер зерен аустенита является определяющим фактором при условии случайного распределения их по ориентациям. Именно измельчение зерна является решающим, когда речь идет о повышении комплекса механических свойств после операций закалки и отпуска. С расширением промышленного использования легированных конструкционных сталей проблема формирования зерна аустенита неожиданно обострилась в связи с обнаружением в них эффекта структурной наследственности. Обширные исследования, проведенные в течении ряда лет многими исследователями, и в первую очередь В.Д.Садовским с сотрудниками, привели к глубокому осознанию того факта, что скорость нагрева наряду с температурой является важным параметром термообработки, если последней преследуется цель измельчения структуры аустенита. Оказалось, что для многих легированных сталей, получивших во время высокотемпературной прокатки,ковки или сварки крупнозернистое строение, традиционные способы термообработки с использованием медленного нагрева малоэффективны из-за восстановления его зеренной структуры. Необходимость значительного повышения скорости нагрева сделала в этом вопросе незаменимым использование методов интенсивного нагрева, что в свою очередь инициировало в начале 60-х годов новые исследования механизма и кинетики фазовых превращений в сталях при высоких скоростях нагрева. Было установлено, что механизм, кинетика и температурные условия протекания фазовых превращений в сталях и сплавах в условиях высоких скоростей нагрева существенно зависят от их структурного состояния. При кратковременном нагреве материалов, находящихся в метастабильном состоянии, возможно образование таких промежуточных структур, которые не могут быть получены при традиционных видах термической обработки. Развитие широких исследований как скоростной аустенизации, так и скоростного отпуска привело к формированию нового вида упрочняющей обработки - скоростной электротермической обработки сталей (СЭТО).

Тем не менее, несмотря на обширный фактический материал по проблеме формирования зеренной структуры аустенита, ряд важных теоретических и практических вопросов этой проблемы остался либо невыясненным, либо их интерпретация оказалась неоднозначной. К моменту начала данной работы стала очевидной необходимость выйти из традиционного круга исследований металлографического характера и проведения прямых структурных исследований происхождения структуры аустенита подобно тому, как это в свое время было сделано для превращений при охлаждении. Это позволило бы органично связать закономерности возникновения и последующего развития структуры аустенита с особенностями исходной структуры сталей, более широко подойти к изучению процесса его формирования, не ограничиваясь только исследованиями структурной наследственности. В конечном счете это могло бы также расширить и научные основы технологии скоростной электротермической обработки. Такие устремления можно охарактеризовать как исследования структурогенеза, что и нашло свое отражение в названии настоящей работы. Последняя никоим образом не претендует на исчерпывающее решение этой сложной проблемы, однако несомненно результаты ее окажутся полезными как для развития теории фазовых превращений, так и для практического использования.

Цель и задачи работы. Основной целью настоящей работы было выполнить систематические исследования фазовых и структурных превращений при непрерывном нагреве и создание на этой основе целостной системы взглядов о принципах формирования структуры аустенита применительно к требованиям современных методов термообработки. При выполнении работы необходимо было решить следующие задачи:

- разработать и создать высокотемпературное рентгеновское оборудование, позволяющее оперативно проводить при высоких температурах структурные исследования сталей;
- усовершенствовать методику комплексного исследования металлов и сплавов в процессе нагрева применительно к решению поставленных задач;
- получить необходимые для анализа процесса формирования аустенита отсутствующие данные по проблеме структурообразования в доэвтектоидных сталях при их охлаждении в области субкритических температур, а также по проблеме формирования структуры скоростного отпуска;
- изучить кинетические и концентрационные закономерности образования аустенита доэвтектоидных сталей различного состава в условиях их быстрого нагрева;

-используя методические возможности новой экспериментальной аппаратуры, исследовать кристаллогеометрические закономерности формирования структуры аустенита в зависимости от структурного состояния стали, ее состава и скорости нагрева;

-произвести экспериментальную проверку правомочности существующих концепций по проблеме механизма формирования начальной структуры аустенита;

-определить природу процессов, ответственных за кристаллографическую обратимость $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в закаленных сталях;

-произвести научное обобщение собственных и литературных данных с целью завершить создание научных основ формирования структуры аустенита и дальнейшего развития теории фазовых превращений в железе и сталях;

-сформулировать практические рекомендации для выбора оптимальных технологических схем и режимов скоростного термического упрочнения некоторых марок сталей, нашедших применение в производстве судостроительного проката.

Научная новизна. В работе впервые получены следующие результаты:

-предложены принципы функционирования и создана не имеющая аналогов высокотемпературная быстродействующая рентгеновская аппаратура для структурного анализа металлов и сплавов, предоставляющая широкие возможности за короткое время проводить трудоемкие исследования в условиях высоких температур и скоростей нагрева;

-установлено, что кристаллометрия превращения переохлажденного аустенита при температурах перлитной ступени существенно отличается от кристаллометрии превращений бейнитного или мартенситного типов. Доказано, что феррит перлита по отношению к аустениту в этих температурных условиях ориентируется с некоторым рассеянием согласно следующим соотношениям:

$$\{211\}_{\alpha} \parallel \{0\bar{1}1\}_{\gamma}, <0\bar{1}1>_{\alpha} \parallel <2\bar{1}1>_{\gamma};$$

-показано, что, в отличие от общепринятых утверждений, карбидная фаза в процессе отпуска пакетного мартенсита легированных сталей выделяется согласно двум типам о.с. Багаряцкого и Петча с ограниченной реализацией их вариантов (два-три);

-установлено, что высокая плотность дислокаций в углеродистом мартенсите в условиях быстрого нагрева способствует сохранению к

началу $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода локальных неоднородностей по углероду, оказывающих каталитическое воздействие на процесс образования начальных порций аустенита. При достижении критических скоростей нагрева, а значит и критического по размерам и концентрации состояния этих микрон неоднородностей, фазовый переход следует рассматривать как процесс с метастабильной начальной стадией, слабо зависящей от диффузионных перемещений углерода;

-получены обширные прямые данные о распределении по ориентировкам новых зерен аустенита в зависимости от характера α -структуры, скор. с. и нагрева, химсостава и установлен ряд кристаллографических закономерностей формирования начальной структуры аустенита с изменением этих факторов. Показано, что в ситуации непрерывного нагрева кристаллографически упорядоченных структур (мартенсит, бейнит) степень упорядоченности структуры аустенита обусловлена ориентированностью $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и закономерно изменяется от скорости нагрева, которая, влияя на начальную зеренную структуру посредством изменения степени вырождения вариантов о.с. $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода. Эффект восстановления прежней ориентировки аустенита возникает как результат их предельного вырождения, а не как смена кристаллогеометрического механизма превращения;

-показано, что наиболее стойким носителем "памяти" о кристаллографической ориентировке превращенной по мартенситному механизму γ -фазы является дислокационная субструктура пакетного мартенсита. Именно она выступает в качестве внешнего воздействия, приводящего при определенных условиях нагрева к выбору того ориентационного варианта $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода, который обеспечивает его кристаллографическую обратимость;

-обнаружено формирование в легированных сталях нового морфологического типа аустенита согласно о.с. $\{0\bar{1}1\} \langle 211 \rangle_\gamma \parallel \{2\bar{1}1\} \langle 011 \rangle_\alpha$, характерных для перлитного превращения. Показано, что, как при нагреве, так и при охлаждении возникновение таких ориентационных соотношений связано с влиянием цементитной фазы, ориентированной по отношению к α -фазе согласно о.с. Петча;

-получены прямые экспериментальные данные о кристаллографии полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в чистом железе и его сплаве с хромом в условиях ускоренного нагрева ($V_n \sim 3-5 \text{ К} \cdot \text{с}^{-1}$). Окончательно доказано, что при таких скоростях нагрева полиморфный $\alpha \rightarrow \gamma$ -переход в отожженном α -железе является кристаллографически неупорядоченным.

Научная и практическая значимость результатов.

Полученные новые результаты являются вкладом в теорию образования аустенита при нагреве конструкционных сталей и расширяют представления о природе явлений, имеющих место в этом процессе. Данные по скоростной аустенизации и влиянию различных факторов на структурную наследственность представляют значение для правильного выбора режимов СЭТО, обеспечивающих необходимое измельчение структуры сталей и высокий уровень их механических свойств.

Разработка методики и создание аппаратуры скоростной высокотемпературной рентгеновской съемки, а также опыт ее эксплуатации могут быть использованы в целях освоения промышленного выпуска перспективного оборудования для высокотемпературного рентгеноструктурного анализа металлов и сплавов.

Выполненные в 1983-1989 гг. в рамках хозяйственных работ с УкрНИИ КМ "Прометей" исследования фазовых и структурных превращений в сталях при быстром нагреве были использованы в совместном создании с УкрНИИ КМ "Прометей" и ИЭ НАН Украины технологии скоростного электротермического упрочнения судостроительного проката. Технология внедрена на Краматорском металлургическом заводе им. Куйбышева в 1989 г., где были созданы производственные мощности для осуществления электроконтактного нагрева профильного проката с последующей его обработкой. Производительность участка СЭТО составила 22 тыс. тонн термообработанного проката в год.

Отдельные теоретические, экспериментальные и практические результаты настоящей работы вошли в коллективный цикл работ, отмеченный в 1993г. Государственной премией Украины в области науки и техники.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Процесс формирования новой структуры аустенита при непрерывном нагреве закаленных конструкционных сталей до температуры завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения полностью определяется кристаллогеометрией ориентационных соотношений между α и γ -фазами и не связан с разрушающим определенным структурный порядок действием процесса рекристаллизации или конкурентного кристаллографически неупорядоченного типа превращения.
2. Из всех известных структурных факторов, способствующих проявлению эффекта восстановления ориентировки аустенита в закаленных сталях, определяющей является сохраненная к началу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения дислокационная субструктура речного мартенсита. В

условиях быстрого нагрева ее роль усиливается сегрегационным влиянием углерода.

3. В сталях как при нагреве, так и при охлаждении в области высоких температур наблюдается протекание $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения согласно ориентационным соотношениям $\{211\} \langle 011 \rangle_\alpha \parallel \{011\} \langle 211 \rangle_\gamma$, коренным образом отличающихся от соотношений мартенситного типа. Это обусловлено необходимостью участия в превращении (выделения или растворения) карбидной фазы. Реализация таких соотношений эффективно препятствует проявлению структурной наследственности и имеет фундаментальное значение для формирования зеренной структуры стали.

Личный вклад автора. Основные идеи, методические подходы и анализ исследований, научные выводы и положения, выносимые на защиту, принадлежат лично автору. Постановка и проведение экспериментов осуществлялись самим автором или под его руководством. Автор принимал непосредственное участие в обсуждении и написании научных статей.

Апробация работы. Материалы диссертации доложены и обсуждены на следующих научных конференциях: 1) Республиканская научно-техническая конференция по научному приборостроению (Киев, 1974г.); 2) VIII Всесоюзная конференция по применению ТВЧ в промышленности (Ленинград, 1975г.); 3) Республиканская конференция по новым процессам термической обработки стали и сплавов (Киев, 1975г.); 4) V Школа металлословов-термистов Урала (Киров, 1977г.); 5) Конференция X Общегосударственные дни термической обработки (Братислава, ЧССР, 1984г.); 6) 5-й Международный конгресс по термообработке материалов (Венгрия, Будапешт, 1986г.); 7) Республиканский семинар "Современные методы и аппаратура рентгеновских дифрактометрических исследований материалов в особых условиях" (Киев, 1988г.); 8) Всесоюзная конференция "Повышение качества металлопроката путем термической и термомеханической обработки" (Днепропетровск, 1988г.); 9) III-я Конференция "Применение современных технологий термообработки материалов" (Карл-Маркс-Штадт, ГДР, 1988г.); 10) 6-я Международная конференция "Твердотельная аналитика" (Карл-Маркс-Штадт, ГДР, 1990г.); 11) 6-я Всесоюзная конференция "Текстуры и рекристаллизация в металлах и сплавах" (Свердловск, 1991г.); 12) Международная конференция Мартенсит-91 (Косов, Украина, 1991г.); 13) 3-я Европейская конференция EPDIC-3 (Вена, Австрия, 1993г.); 14) 16-я Международная конференция "Прикладная кристаллография" (Тешин, Польша, 1994г.).

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 45 научных трудов. Основные результаты диссертации содержатся в 40 работах, перечень которых приведен в конце автореферата.

Объем и структура диссертации. Диссертация состоит из 7-ми глав, введения, заключения, библиографического списка и приложения, подтверждающего практическую ценность работ. Она содержит 224 страницы машинописного текста, 186 рисунков, 12 таблиц и библиографию из 282 наименований работ по теме диссертации.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ.

Во введении обоснованы актуальность темы диссертации, выбор направлений исследований, сформулированы цели и задачи работы, изложены основные результаты исследований, их научная новизна и практическая значимость, а также научные положения, выносимые на защиту.

В первой главе, являющейся сжатым обзором по теме диссертации, представлены исторически наиболее известные и важные результаты экспериментальных и теоретических исследований механизма фазовых и структурных превращений в конструкционных сталях, а также общее состояние развития теории и эксперимента в данной области.

Основные этапы в развитии исследований связаны с работами В.Д. Садовского, В.Н. Гряднева, И.Н. Кидина, А.П. Гуляева, К.А. Малышева, Ю.Я. Мешкова, С.С. Дьяченко, В.М. Счастливцева, В.В. Сагарадзе, В.И. Трефилова, И.В. Кристиана, Y.W. Cahn, R.F. Mehl и других. Изложены вытекающие из этих этапов развития исследований основные положения теории фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в конструкционных сталях, его кристаллогеометрии, а также природы формирования аустенитной структуры. Отмечено, что к моменту начала проведения исследований существующие представления о механизме $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при быстром нагреве стали не всегда в полной мере охватывали различные стороны этого сложного явления. Все еще дискуссионной являлась кинетика образования аустенита в условиях быстрого нагрева закаленных сталей. Вопрос об обратном мартенситном превращении в закаленных углеродистых сталях приобрел особо принципиальный характер именно в связи с обнаружением эффекта восстановления ориентировки аустенита, аналогично тому, что имеет место в железоникелевых сплавах. От результатов его решения зависела трактовка кристаллоструктурного аспекта $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода, а с ней и происхождения зеренной структуры аустенита. Было очевидным, что

углерод α -твердого раствора в условиях быстрого нагрева оказывает влияние на кинетику $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, однако механизм этого явления оставался неясным. С другой стороны, вследствие неординарных температурных условий протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения оставалась неясной реальная возможность существования кристаллографически неупорядоченного типа превращения, со всех сторон очень важного для формирования аустенитной структуры.

Из анализа имевшихся представлений по проблеме формирования структуры аустенита в сталях сделан вывод о том, что металлографические и некоторые косвенные рентгенографические данные, которыми располагали до последнего времени, не позволяют в рамках указанной проблемы получить однозначные ответы по ряду важных вопросов. Отмечается, что решение проблемы правомочности тех или иных концепций, положений или гипотез о происхождении аустенитной структуры должно основываться на кристаллографическом анализе распределения по ориентациям кристаллов γ -фазы в момент завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Отсутствие прямых данных о характере распределения по ориентациям зерен γ -фазы является характерным для всех исследований последних лет и послужило причиной возникновения сразу нескольких глобальных концепций о структурогенезе аустенита.

Сделано заключение о том, что решение накопившихся проблем структурогенеза возможно лишь на пути изменения традиционных методических подходов к проведению экспериментальных исследований. В основе измененных подходов должен лежать экспериментальный метод, дающий прямые сведения о структуре аустенита непосредственно при высоких температурах его существования. Таким образом, несмотря на значительный накопленный экспериментальный материал по проблеме происхождения структуры аустенита, существовала насущная потребность в получении решающих экспериментальных данных и завершении построения научных положений, позволяющих более полно охватить закономерности этого процесса.

Вторая глава носит методический характер и посвящена, в основном, вопросам разработки принципов функционирования и создания аппаратуры скоростного высокотемпературного рентгеноструктурного анализа металлов и сплавов, являющейся основой методических подходов в решении поставленных задач.

Рентгеновский анализ структуры при высоких температурах должен отвечать следующим требованиям:

- вследствие малой стабильности структурного состояния металла полное получение информации за возможно короткое время (критическое время от нескольких секунд до нескольких минут);
- изменение в широком диапазоне скорости нагрева ($10 \div 10^4 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$);
- точный контроль и регулирование температуры в интервале $20 \div 1200^\circ \text{C}$.

Дано подробное описание специально разработанного оборудования, позволяющего осуществлять при высоких температурах скоростную регистрацию и обработку картины рентгеновской дифракции. Оборудование в целом не имеет аналогов в экспериментальной практике. В нем использованы лучшие промышленные достижения волоконной оптики, электровакуумной и телевизионной техники. Базовым устройством всего оборудования является высокотемпературная рентгеновская камера. Принцип детектирования картины рентгеновской дифракции, положенный в основу работы камеры, заключается в преобразовании рентгеновской дифракции в оптическое изображение и дальнейшем усилении полученного изображения электроннооптическим преобразователем. Усиленная оптическая картина дифракции регистрируется телевизионной системой либо кинокамерой и передается в запоминающее устройство компьютера. Рентгеновско-телевизионная аппаратура может обеспечивать проведение исследований при следующих параметрах:

- а) рентгеновская съемка по методу вращающегося кристалла;
- б) рентгенографирование при углах $2\theta = 15 \div 75^\circ$;
- в) определение положения нормалей к кристаллографическим плоскостям с погрешностью $\pm 2^\circ$;
- г) регулирование температуры в диапазоне $290 \div 1500 \text{ K}$;
- д) нагрев со скоростями в интервале $2 \cdot 10^{-2} \div 2 \cdot 10^3 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$;
- е) частоту кадров до 50 с^{-1} ;
- ж) вакуум 10^{-3} Па ;

В связи с открывшейся возможностью получения экспериментальным путем распределений по ориентировкам зерен (кристаллов) аустенита значительное внимание в работе уделено известной методике их анализа с помощью построения расчетных полюсных фигур ориентировок фаз после последовательных фазовых $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходов. На конкретных примерах показано, что методика такого анализа, основанная на сравнении расчетных полюсных фигур распределения ориентировок с экспериментальными в общем случае может приводить к значительным ошибкам при определении ориентационных соотношений между фазами в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Это связано с тем обстоятельством, что α -фаза в

анализируемом объеме представляет собой как правило комплекс кристаллов, в лучшем случае распределенных по всем 24 вариантам ориентировок. Уменьшение количества вариантов ее ориентировок в анализируемом объеме является единственным способом повышения надежности кристаллографического анализа. Для доэвтектоидных сталей группирование кристаллов мартенсита в пакет из шести вариантов ориентировок представляет такую возможность. Ее использование являлось одним из характерных методических приемов работы - всюду, где это было возможно и целесообразно, процесс формирования аустенитной структуры изучался в пределах одного пакета мартенсита, как основного структурного элемента закаленной доэвтектоидной стали.

Для решения поставленных в работе задач широко использовалась известная методика [2] комплексного исследования металлов и сплавов при больших скоростях изменения температуры, позволяющая одновременно измерять текущие температуру, удлинение и электросопротивление нагреваемых образцов. Методика настоящей работы отличается от ранее описанных применением более современной промышленной аппаратуры и вычислительной техники. Кроме упомянутых оригинальных методик исследований в работе широко использованы электронная (JEM-200X) и эмиссионная микроскопия (EF-Z6), метод внутреннего трения и традиционные методы рентгеноструктурного и кристаллографического анализа.

Круг исследуемых сталей был ограничен составом по углероду до $0,45 \div 0,50\%$ и суммарным содержанием легирующих элементов, в основном хрома и никеля до 5% по двум причинам. С одной стороны, стали должны были объединены тем свойством, что при закалке у них образуется пакетный мартенсит, кристаллы которого группируются в структурные макрообъемы, содержащие шесть вариантов ориентировок. Именно для этого случая - минимального количества вариантов ориентировок кристаллов α -фазы - процесс формирования аустенитной структуры допускает более-менее однозначный кристаллографический анализ. С другой стороны, данный класс сталей интересен с практической стороны СЭТО, поскольку отдельные марки сталей этого класса применяются в производстве судостроительного проката (09Г2, 09Г2С, 12ХНЗМФ и др.), по геометрическим размерам удобного для электроконтактного нагрева, и для которых проблема формирования структуры, в особенности мелкого зерна аустенита, имеет первостепенное значение. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1.

Исходная термическая обработка приготовленных образцов осуществлялась в печи в атмосфере аргона по двум режимам. Один из

них - длительный отжиг при 1100÷1350K с последующей закалкой в масле (воде) - обеспечивал получение крупнозернистых структур перегрева или монокристалльной, необходимых для исследований структурной наследственности, а также кристаллографии $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Часть сталей подвергалась закалке от температур 850÷900K, обеспечивающей получение мартенситной структуры с нормальной величиной аустенитного зерна. В ряде случаев, после отжига при указанных температурах, стали охлаждались в соляных ваннах с тем, чтобы получить феррито-перлитную или бейнитную структуры. Образцы для высокотемпературных рентгеновских исследований готовили таким образом, чтобы в месте попадания рентгеновского пучка до превращения при охлаждении существовал монокристалл аустенита, а в случае его закалки один пакет мартенсита. Для этого сначала получали крупнокристаллический аустенит длительным отжигом прутков 30x30x200 мм при температурах 1300÷1350 °C в защитной среде. При последующей закалке прутков в воду (масло) возникали крупные пакеты мартенсита размером $\varnothing 5 \div 10$ мм в поперечнике. Образцы для исследований вырезали в виде квадратных стержней так, чтобы в исследуемом объеме имелся один пакет мартенсита, первоначальные границы которого определяли визуально по селективному блеску. Затем стержни доводили шлифовкой до цилиндрической формы, деформированный слой (до 0,2 мм) снимали электрополировкой. Конечный диаметр образца составлял около 1,0 мм. При закалке в

Таблица 1.

Марки сталей	% вес.								
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	Ti	V	Al
40	0,45	0,10	0,10	0,40	0,10	-	-	-	-
40X	0,39	0,94	0,25	0,56	0,20	-	-	-	-
40XH	0,36	0,65	1,25	0,50	0,20	-	-	-	-
40XHMФ	0,43	0,70	1,20	0,60	0,31	0,20	-	0,13	-
20XHMФ	0,19	0,70	1,10	0,60	0,30	0,21	-	0,10	-
45XH2M	0,47	0,90	1,80	0,70	0,17	0,25	-	0,12	-
38XH3MФ	0,35	1,20	3,00	0,55	0,25	0,40	-	0,18	-
12XH3MФ(1)	0,10	1,25	1,95	0,58	0,34	0,10	0,01	0,05	0,02
12XH3MФ(2)	0,11	1,00	3,70	0,60	0,30	0,06	0,15	0,40	0,02
26X2HГCM	0,25	1,95	0,93	0,86	0,60	0,46	0,04	-	-
37XH3	0,38	0,96	3,00	0,32	0,13	-	-	-	-
38XC	0,40	1,42	0,10	0,15	0,98	-	-	-	-
09Г2	0,14	0,10	0,04	1,40	0,31	-	0,02	-	0,03
10XCHД	0,10	0,81	0,60	0,60	0,90	-	0,02	-	0,05
14Г2	0,14	0,30	0,30	1,40	0,20	Cu-0,25	-	-	-

расплавленную соль ($360\div 450\text{ }^{\circ}\text{C}$) крупные пакеты бейнита не возникли. В тех случаях, когда рентгеноструктурным исследованиям подвергались стали с немартенситной структурой, необходимым требованием к образцам являлось обязательное в месте анализа существование перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением монокристалла аустенита.

В третьей главе, имеющей вспомогательное значение, приведены результаты изучения нескольких проблем формирования α -структуры конструкционных сталей, не получивших своего разрешения в работах других исследователей. Необходимость проведения в данной работе таких исследований была обусловлена тем, что без подробной характеристики состояния α -фазы и цементита накануне $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, их взаимной ориентировки, пространственного расположения и т.д. выяснение причин структурных преобразований в аустените становится затруднительным.

Результаты изучения этих вопросов можно условно разделить на две группы. К первой относятся экспериментальные данные исследований метастабильных структур отпуска, формирующихся к началу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе быстрого нагрева дислокационного мартенсита. Ко второй - результаты исследований феррито-перлитных структур, формирующихся еще при распаде аустенита в области температур перлитной ступени.

Исследования, выполненные методами внутреннего трения, рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии, скоростной дилатометрии и калориметрии показали, что даже при очень больших скоростях нагрева ($\sim 10^4\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) подавить хотя бы частично распад дислокационного углеродистого мартенсита не удастся. Однако часть атомов углерода не участвует в карбидообразовании, оставаясь связанной с дислокациями. Об этом свидетельствует сравнение релаксационных зависимостей Кестера-Снука образцов закаленных сталей с быстроотпущенными. К началу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в условиях быстрого нагрева из-за высокой плотности дислокаций формируется метастабильная отпущенная феррито-цементитная структура с концентрационными микронеоднородностями типа атмосфер Коттрелла. Количество этих микрообъемов, а также концентрация углерода в них тем больше, чем меньше время пребывания α -фазы при субкритических температурах (больше скорость нагрева) и выше уровень легирования карбидообразующими элементами. Такое поведение углерода является наиболее характерной особенностью при распаде дислокационного мартенсита в условиях быстрого нагрева. Сопоставление результатов исследований характера структуры скоростного отпуска различной степени позволило дать качественную оценку относительной скорости

протекания некоторых процессов в дислокационном мартенсите в ходе его нагрева. Оценка глубины их протекания важна для понимания механизма и кинетики $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений. Вполне естественно, наибольшей скоростью характеризуется процесс выхода углерода из твердого α -раствора и связанные с этим процессом образование цементита и формирование на дислокациях субмикронеоднородностей с повышенным содержанием углерода. С наименьшей скоростью протекает процесс снятия фазового наклепа, или, другими словами, эволюции дислокационной структуры мартенсита к состояниям с минимальной внутренней энергией. Конденсация сегрегаций углерода на дислокациях по скорости занимает промежуточное положение. Полученные результаты исследований структуры скоростного отпуска до температур начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения хорошо согласуются с данными исследований [3], где они, в основном, относятся к более низким температурам отпуска.

Значительное внимание в работе уделено электронномикроскопическим исследованиям кристаллографии формирования карбидной фазы при различных степенях отпуска дислокационного мартенсита. Установлено, что, в противовес общепринятым утверждениям, карбидная фаза в быстроотпускаемом мартенсите выделяется все-таки в двух ориентационно-морфологических формах: решетка цементита ориентируется по отношению к решетке α -фазы как по закону Багаряцкого, так и по закону Петча. При этом вероятность появления о.с. Петча в легированных хромоникелевых сталях существенно выше, чем в нелегированной, где они встречаются чрезвычайно редко. Тот факт, что в процессе отпуска реечного мартенсита наблюдается образование цементита одновременно по двум типам о.с., подтверждает реальность кристаллогеометрического механизма перестройки решеток $\alpha \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$ через промежуточную гексагональную решетку, предложенного Петчем. Конкретная роль легирования, стимулирующего появление о.с. Петча, остается неясной, однако возможно, что его влияние проявляется через повышение или "затягивание" температуры завершения третьей стадии отпуска. Такое предположение подтверждается фактом частого присутствия ϵ -цементита в быстроотпущенном до субкритических температур мартенсите легированных сталей. Исследования кристаллографии карбидообразования в процессе отпуска реечного мартенсита выявили также следующие его важные особенности. Во-первых реализация вариантов о.с. цементитных частиц закономерно ограничена. Так, вместо 12-ти возможных вариантов о.с. Багаряцкого в отдельном α -кристалле реализуется обычно не больше трех. Для

цементитных частиц, сформированных согласно о.с. Петча, отбор вариантов не столь очевидный, а закономерность в отборе не выявлена. Очевидно, что причиной этого явления является регулярная дислокационная структура пакетного мартенсита, т.е. кристаллометрически процесс зарождения и роста кристаллов цементита при отпуске необходимо рассматривать с учетом влияния полей напряжений системы дислокаций на их ориентировку. Другая важная особенность процесса карбидообразования заключается в том, что на его кристаллографию влияет скорость нагрева в область температур отпуска выше третьего превращения. На примере закаленной стали 38ХНЗМФ удалось показать, что при высоких скоростях нагрева ($V_n > 300 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$) внутри реек мартенсита наблюдается ограниченное количество вариантов о.с. Багаряцкого до одного, а также тенденция к полному подавлению образования цементитных частиц согласно о.с. Петча.

Рассмотрение вопроса влияния скорости нагрева (времени выдержки) на состав карбидов при отпуске на примере легированных хромоникелевых сталей 12ХНЗМФ, 38ХНЗМФ и 45ХН2М позволило с помощью рентгеновского микроанализа установить, что изменение состава карбидов в процессе отпуска происходит значительно интенсивней, чем это предполагалось. Даже в условиях нагрева со скоростью $3 \cdot 10 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$ (до температур 600°C) состав карбидов успевает заметно измениться. Количество карбидообразующих элементов Cr, Mo, V (и Mn) увеличивается, а некарбидообразующих уменьшается, хотя первоначально, после завершения третьей стадии отпуска, состав карбидов соответствует примерно среднему составу стали. Наиболее сильно составы частиц и матрицы отличаются по содержанию хрома. Так, после изотермического отпуска (600°C , 6ч.) частицы, расположенные внутри α -кристаллов, имеют примерно следующее содержание легирующих элементов: $6 \div 14\%$ Cr, $1 \div 2,5\%$ Mo, $1 \div 2\%$ Ni, 1% Mn. В случае быстрого отпуска (600°C , $V_n \sim 5 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$) степень легированности карбидов ниже, однако и в этом случае их состав заметно отличается от ожидаемого, который должен был бы соответствовать среднему составу сталей. Например, содержание хрома увеличивается до $3 \div 7\%$, а Ni снижается до $2 \div 1,5\%$. Соответствие состава карбидов среднему составу для исследуемых сталей наблюдается при значительно больших скоростях нагрева, составляющих величину порядка сотни градусов в секунду.

Изучение процесса формирования феррито-перлитных структур привело к тому важному факту, что его кристаллометрические принципы существенно отличаются от принципов формирования

мартенситной структуры. В первую очередь это относится к ферриту перлита. Впервые для сталей различного состава рентгенографически доказано (рис.1), что решетка перлитного феррита при распаде переохлажденного аустенита стремится ориентироваться относительно решетки последнего согласно кристаллогеометрическому соотношению, существенным образом отличающегося от соотношений мартенситного типа:

$$\{211\} \langle 0\bar{1}1 \rangle_{\alpha} \parallel \{011\} \langle 2\bar{1}1 \rangle_{\gamma} \quad (1)$$

Характер рентгеновских рефлексов свидетельствует также о том, что в окрестности расчетного полюса (угловой диапазон до 15°) на самом деле имеется непрерывное распределение ориентировок, единственный максимум которого совпадает с его расчетным положением. Т.е., реальная ориентационная связь какого-либо α -кристалла может быть определена в данном угловом диапазоне со случайным отклонением от расчетного положения. Причем, в первом приближении справедливо будет считать, что чем больше такое отклонение, тем меньшее количество образуется таких кристаллов, а величина углового рассеяния максимальна для высоких температур. Полученный результат не подтверждает устоявшиеся точки зрения о том, что между аустенитом и ферритом в перлите либо реализуется о.с. К-3, либо превращение вообще протекает неориентированно. Следует упомянуть, что еще в 1934 году Mehl R.F. и Smith P.W., исследуя перлитное превращение в дендрите эвтектоидной стали, указывали предположительно среди других на возможность реализации о.с. типа (1). Необходимо также отметить сравнительно низкую плотность дислокаций в перлитных колониях и, в противоположность реечному мартенситу, нерегулярность их пространственного распределения. Тем не менее, в перлитных колониях, образовавшихся, например, при температуре 480°C , она заметно выше, чем в колониях при 620°C .

Электронномикроскопические исследования структуры перлита подтвердили тот известный факт, что в перлитных колониях, образовавшихся при 620°C , между ферритом и цементитом углеродистых сталей наблюдаются о.с. Петча, тогда как для 480°C -градусного перлита в равной степени реализуются как о.с. Петча, так и о.с. Багаряцкого. Однако, поскольку ориентировка феррита в перлите по отношению к исходному аустениту описывается соотношениями (1), то, как свидетельствуют расчеты, ориентировка цементита по отношению к тому же аустениту не соответствует ни одному из известных кристаллогеометрических соотношений. Экспериментальные попытки определить косвенно эти о.с. привели к двум следующим

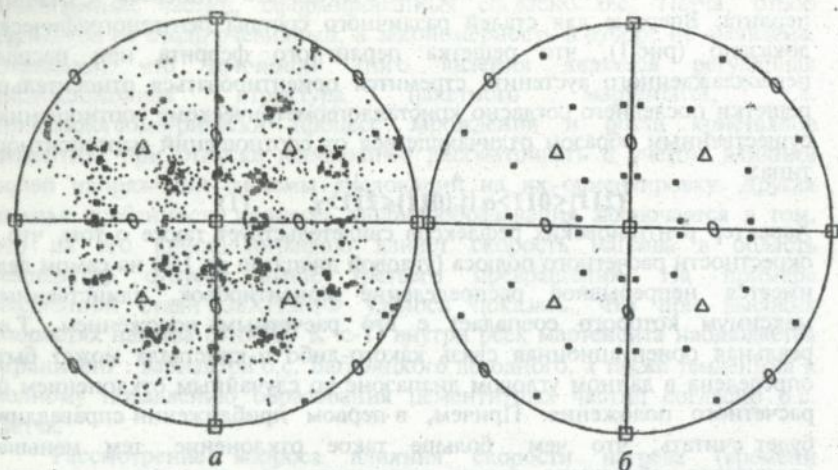


Рис.1. Стереографические проекции отражений $\{110\}$ феррита перлита стали 40 после распада аустенита при 480°C (а) и расчетные полюсы $\{110\}$ для о.с. $\{211\}$ $\langle 011 \rangle_\alpha \parallel \{011\}$ $\langle 2\bar{1}1 \rangle_\gamma$; ■ — экспериментальные полюсы центров рефлексов, • — края рефлексов; □, ◇, + — соответственно $\{200\}$, $\{110\}$, $\{111\}$ полюсы исходного монокристалла аустенита.

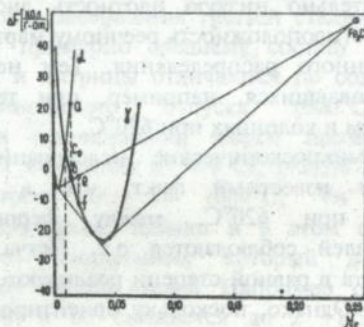


Рис.2. Соотношение термодинамических потенциалов фаз левой части диаграммы состояния Fe-Fe₃C при 1030°K .

соотношениям, которые из-за низкой статистики нельзя считать надежными:

$$\begin{array}{l} [100]_{\alpha} \parallel [212]_{\gamma} \\ [010]_{\alpha} \parallel [12\bar{2}]_{\gamma} \\ [001]_{\alpha} \parallel [\bar{2}21]_{\gamma} \end{array} \quad \text{и} \quad \begin{array}{l} [100]_{\alpha} \parallel [1\bar{2}4]_{\gamma} \\ [010]_{\alpha} \parallel [\bar{6}41]_{\gamma} \\ [001]_{\alpha} \parallel [111]_{\gamma} \end{array}$$

Кристаллогеометрический механизм перестройки решетки переохлажденного аустенита в решетки двух фаз - феррита и цементита - остается не изученным. Эта интересная и важная для теории фазовых превращений проблема заслуживает в дальнейшем самых подробных исследований.

Кристаллы доэвтектоидного феррита полиэдрической формы стремятся при своём образовании ориентироваться по отношению к аустениту согласно о.с., близким к о.с. мартенситного типа. Важно, что для феррита этого морфологического типа также характерно значительное рассеяние экспериментальных ориентировок вокруг расчетных, существенно превышающее методические погрешности. Видманштеттов феррит значительно более строго ориентируется согласно тем же соотношениям.

Представленные в третьей главе результаты исследований различных особенностей процесса формирования α -структуры в конструкционных сталях важны для изучения кинетического и кристаллоструктурного аспектов аустенизации, поскольку открывают новые возможности учета влияния при нагреве состояния феррито-цементитной смеси на структуру аустенита.

Четвертая глава посвящена исследованию общих закономерностей образования аустенита при нагреве конструкционных сталей.

С помощью методики скоростной дилатометрии установлено, что в случае нагрева закаленных состояний существует зависящая от химического состава стали критическая скорость $V_{кр.}$, при достижении которой увеличение скорости нагрева не повышает в пределах ошибки измерений температуру начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (точки A_{c1}). При этом температурный уровень стабилизированной точки A_{c1} находится всегда выше равновесной температуры начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Характер изменения температуры конца $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (A_{c3}) в зависимости от скорости нагрева существенно отличается от изменения точки A_{c1} , которая непрерывно повышается с увеличением скорости нагрева в область все более высоких температур. Вследствие неодинаковой чувствительности точек A_{c1} и A_{c3} к изменению скорости нагрева экспериментально фиксируемый температурный интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения монотонно расширяется. Эти результаты свидетельствуют о

том, что образование начальных порций аустенита (1-3об.%), соответствующих максимуму на dilatометрической кривой, происходит с достаточно большой скоростью и практически слабо контролируется диффузионными перемещениями углерода. С увеличением степени превращения усиливается роль диффузионных процессов. Сопоставление экспериментальных данных по изменению температуры начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в зависимости от скорости нагрева с данными наблюдений за образованием зеренной структуры аустенита показало, что между ними существует корреляция. Восстановлению величины бывшего аустенитного зерна в закаленных сталях при быстром нагреве, как правило, соответствует температурная стабилизация точки A_{c1} . Металлографическими исследованиями установлено, что в этом случае в межкритическом интервале температур зерно аустенита, совпадающее по величине и ориентировке с исходным после перегрева, формируется путем слияния множества пластинчатых участков γ -фазы близкой ориентации. При скоростях нагрева заметно меньших критических, когда точка A_{c1} испытывает подъем, в интервале температур A_{c1} - A_{c3} наблюдается возникновение в большинстве своем участков иной морфологии, так называемого глобулярного аустенита, который формирует новое зерно без характерных признаков восстановления. Существенно, что предварительный кратковременный отпуск закаленной стали до субкритических температур (ст.37ХНЗ, $T_n \sim 650^\circ\text{C}$, $V_n \sim 2 \cdot 10^4 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) не меняет характера зависимости ее критических точек от скорости нагрева и не устраняет взаимосвязи их поведения со структурными эффектами. Однако даже небольшое увеличение степени предварительного отпуска ($T_n = 400^\circ\text{C}$, $\tau = 20$ мин) восстанавливает обычную картину изменения этих характеристик от скорости нагрева: во всем исследованном диапазоне скоростей температуры начала и конца $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения испытывают непрерывный подъем, а эффект восстановления величины и ориентировки зерна аустенита не проявляется. Кроме того, при практически одинаковой степени дисперсности карбидной фазы и плотности дислокаций, но заметно различной степени очистки α -матрицы по углероду, достигаемые соответствующим подбором температуры и длительности отпуска, кинетика начальных стадий $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в условиях быстрых нагревов также различна. Это доказывает немаловажную роль углерода в механизме $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Для объяснения кинетических особенностей образования начальных порций аустенита в работе привлекаются представления об $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходе в концентрационно-неоднородной по углероду α -фазе. Дислокации высокой плотности в мартенсите, взаимодействуя при быстром нагреве с атомами углерода,

способствуют формированию к началу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения микрообъемов с повышенной концентрацией по углероду. Последние оказывают каталитическое воздействие на процесс начальной стадии образования аустенита, которое при достаточно большом их количестве может быть весьма интенсивным, что и приводит к наблюдаемому поведению точки A_{c1} при высоких скоростях нагрева. Предположение о влиянии сохраняющихся к началу превращения сегрегаций α -фазы по углероду на кинетику образования аустенита подтверждается также аномально низкой величиной критической скорости $V_{кр.}$ для нелегированных закаленных углеродистых сталей по сравнению с теоретическими оценками ($\sim 2 \cdot 10^4 \text{ К} \cdot \text{с}^{-1}$), выполненных без учета взаимодействия дислокаций с атомами углерода. Аналогия в кинетических особенностях образования аустенита в легированных сталях, обычно используемых для изучения явления восстановления, и малоизученных в этом отношении простых закаленных углеродистых сталей позволила в свое время металлографически обнаружить в последних этот эффект при быстром нагреве со всеми присущими для него характерными признаками. Было установлено, что критические скорости восстановления величины и ориентировки аустенита доэвтектоидных углеродистых сталей равны $3-5 \text{ тыс. К} \cdot \text{с}^{-1}$. Восстановленный аустенит структурно нестабилен и при дальнейшем нагреве в область более высоких температур ($\sim 900^\circ \text{C}$) испытывает подобно аустениту легированной стали рекристаллизацию. Эти результаты позволили также по-иному представить роль легирующих элементов в явлении восстановления. В первую очередь ее следует рассматривать с точки зрения их влияния на взаимодействие атомов углерода с дислокациями [6]. Необходимо подчеркнуть, что настоящими исследованиями отнюдь не исключается при какой-то суперскорости нагрева углеродистого мартенсита возможность образования аустенита по механизму обратного мартенситного превращения. Имеющиеся данные лишь свидетельствуют о том, что прежде, чем это возможно достичь, в некотором скоростном диапазоне реализуется ситуация протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в концентрационно-неоднородной по углероду α -структуре, по своим некоторым проявлениям схожего на обратное мартенситное.

Возможность инициирования превращения в микрообъемах с повышенной концентрацией углерода свидетельствует о том, что в общем случае концентрационный микромеханизм начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -перестройки в сталях в неравновесных условиях должен осуществляться по схеме формирования малоуглеродистого аустенита. Согласно схеме, предложенной в настоящей работе, при температурах выше A_1 , когда $V(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) > V\gamma$, перестройка $\alpha \rightarrow \gamma$ может инициироваться в

обогащенных углеродом объемах α -фазы размером не меньше критических, для которых достигнута область метастабильности (рис.2, точка а). Нижней границей этой области является линия пересечения кривых свободных энергий α -и γ -фаз как функций температуры и состава. Необходимая степень локальной метастабильности α -фазы, рассматриваемая как движущая сила перестройки решетки, может быть достигнута как посредством образования концентрационных флуктуаций в межкуритическом интервале температур A_1 - A_3 , так и, например, путем быстрого нагрева углеродистого мартенсита. По мере увеличения объема отдельного кристалла γ -фазы ее состав по углероду быстро увеличивается, принимая значения, разрешенные диаграммой состояния. Результаты оценочных расчетов Со как функции температуры, проведенных для бездефектного твердого раствора Fe-C, показали, что при температуре $\sim 730^\circ\text{C}$ минимальная локальная концентрация углерода в α -фазе, необходимая для начала перестройки $\alpha \rightarrow \gamma$, равна $\sim 0,2\%$. По вопросу концентрационного механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения предлагаемые в настоящей работе положения близки к положениям, отстаиваемых в /4/.

Предложена и проанализирована кристаллогеометрическая модель, демонстрирующая принципы формирования ориентировки γ -фазы в условиях высоких температур. В основе модели лежит концепция релаксации внутренних напряжений при полиморфных превращениях, термодинамически обоснованная А.Л.Ройтбурдом. Перестройке ОЦК $\rightarrow$ ГЦК, происходящей взаимосогласованным закономерным движением атомов и, следовательно, являющейся источником внутренних напряжений, противопоставляется пластическая релаксация, осуществляемая однородной деформацией скольжением. В результате действия этих процессов в небольшом критическом объеме исходной α -фазы формируется кристалл γ -фазы определенной ориентировки с нулевым макросдвигом (однородной дилатацией). Образование кристалла γ -фазы эквивалентно ряду последовательных деформаций, формирующих в итоге его решетку и ориентировку. Эту последовательность можно представить матричным уравнением, известным в литературе как основное уравнение формальной теории кристаллографии мартенситных превращений:

$$E = RGB^{-1} \quad (2)$$

где B - матричное представление деформации Бейна; $G = t_3 t_4 t_3 t_2 t_1$ матричное представление дополнительной деформации, состоящей из ряда последовательных трансляционных сдвигов, оставляющих полученную γ -решетку неизменной; R -матричное представление

вращения γ -решетки (ориентировки), возникающее в процессе пластической релаксации.

Численными расчетами уравнения (2) показано, что в случае предельной релаксации напряжений от перестройки решетки, ориентировка некоторого небольшого объема γ -фазы решающим образом зависит от сочетания систем скольжения, участвующих в пластической релаксации. Для случая бездефектной α -фазы имеется, в зависимости от этих сочетаний, широкий спектр ориентировок γ -фазы. Предполагается, что при высоких температурах фазового перехода они из-за слабой ориентационной зависимости скорости роста γ -фазы вряд ли будут иметь преимущество друг перед другом и внешне переход может восприниматься как кристаллографически неупорядоченный. При наличии в исходной фазе накануне превращения дислокационной субструктуры достаточно высокой плотности и имеющей к тому же регулярный характер, процесс релаксации напряжений по действию систем скольжения может приобрести вполне определенный характер. В этой ситуации следует ожидать кристаллографической упорядоченности фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода. Если α -фаза к тому же представляет собой дислокационный мартенсит, то в рамках предложенного подхода становится понятной появление генетико-морфологической связи (наследственности) между старой (до закалки) и новой γ -фазами после цикла $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$, поскольку по действию систем скольжения релаксационный процесс при возникновении кристалла γ -фазы имеет ту же природу, что и при формировании рейки мартенсита. В рамках представленного подхода в описании процесса формирования структуры γ -фазы представляется возможным, как это будет видно из последующих результатов работы, объяснить следующие характерные особенности $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения:

- "двойственность" проявления его в зависимости от внешних условий (высокой температуры превращения, присутствия значительного количества дислокаций, частиц второй фазы и т.д.);
- "статистическое" отклонение при высоких температурах ориентационной связи между α - и γ -фазами от ожидаемой;
- восстановление ориентировки решетки γ -фазы как реакция фазового перехода на закономерную дислокационную субструктуру реечного мартенсита.

В настоящей работе, вероятно впервые, используя методику скоростной высокотемпературной рентгенографии, исследована структура γ -железа сразу после завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода. Исследования проводились на хорошо отожженных монокристаллах α -железа ($C \sim 0,005\%$) и сплаве железа с хромом ($3,0\%Cr$, $0,025\%C$) при скоростях

нагрева $3 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$ и $1500 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$. Измерение распределения ориентировок γ -фазы при температуре $930 \div 940^\circ\text{C}$ показало, что в условиях нагрева с $\text{Vn} \sim 3 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$ ее ориентировки как в чистом железе, так и в сплаве с хромом являются случайными. При увеличении скорости нагрева до $1500 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$ наблюдается слабая тенденция к образованию текстуры, что свидетельствует о появлении элементов кристаллографической упорядоченности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Характерной особенностью самого превращения является то, что в момент его протекания рентгенографически не наблюдается "параллелизм" плотноупакованных плоскостей решеток α и γ -фаз, характерного для ориентационных соотношений мартенситного типа. Кроме того, рефлексы γ -фазы раз возникнув, уже не исчезают в ходе превращения. Эти факты позволяют считать, что формирование случайной ориентационной связи для конкретного кристалла γ -фазы заканчивается на стадии, недоступной по чувствительности рентгеноструктурному методу исследования.

В пятой главе изложены результаты обширных экспериментальных исследований природы формирования зеренной структуры аустенита конструкционных сталей в широком диапазоне скоростей нагрева и для различных по характеру исходных α -состояний.

В случае нагрева закаленных нелегированных углеродистых сталей со скоростями, меньших критических, комплекс новых мелких зерен (МЗК) аустенита в пределах пакета мартенсита не является собранием зерен случайных ориентировок, а представляет собой ансамбль кристаллов, закономерным образом распределенных по ориентациям (рис.3,4). Среди всех реализованных ориентировок всегда выделяются количественно лишь несколько, в том числе и восстановленная. Скорость нагрева изменяет это распределение таким образом, что по мере ее увеличения количество реализованных ориентировок закономерно уменьшается. Характер текстурованности зерен аустенита зависит также от уровня легированности сталей. Для простой закаленной углеродистой стали при всех скоростях нагрева соответствующие распределения ориентировок зерен γ -фазы прекрасно согласуются с тем, что они являются результатом протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с соблюдением о.с., близких к э.с. Гренингера-Трояно (Г-Т). Наиболее характерные особенности полученных распределений представляется возможным объяснить, с учетом соответствующего рассеяния ориентировок, руководствуясь только особенностями кристаллогеометрии этих о.с. В условиях медленного нагрева ($\text{Vn} \sim 0,016 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$) при общем достаточно полном заполнении экспериментальными полюсами разрешенных расчетом областей, на стереографической проекции выделяются участки, в которых плотность попадания полюсов

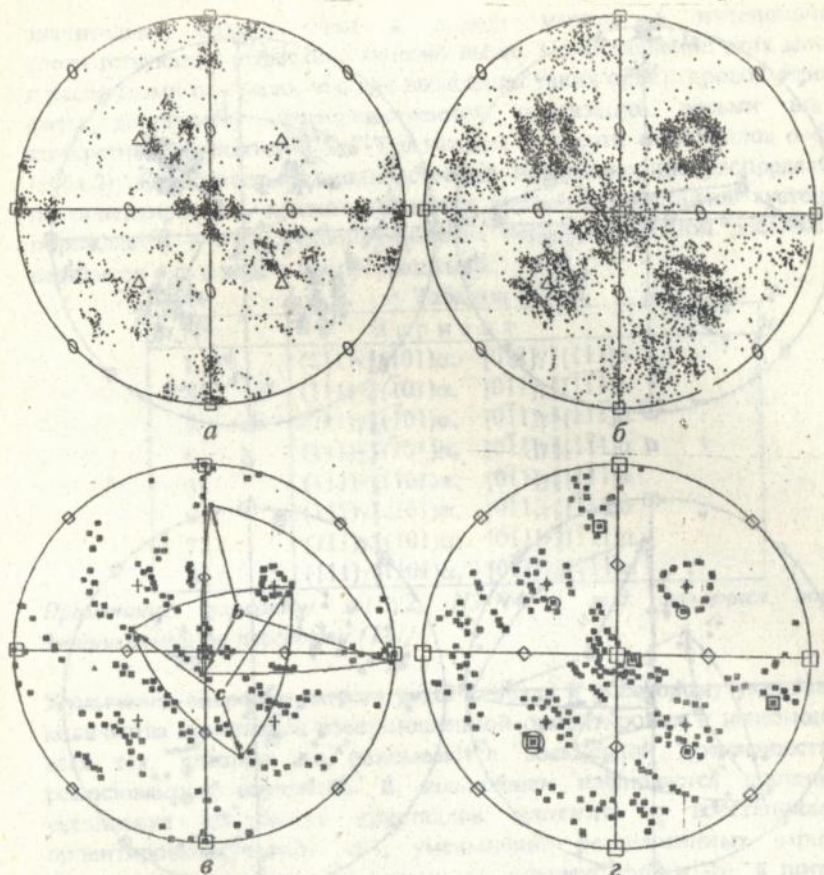


Рис.3. Стереографические проекции полюсов $\{200\}$ - и $\{111\}$ -б структуры аустенита стали 40, полученной нагревом со скоростью $0,33\text{ Ксек}^{-1}$ до 830°C ; в, г - расположение расчетных полюсов соответственно $\{200\}$ и $\{111\}$ для вариантов №1-№8 (табл.2) и вариантов, двойниковых к №1,3,5,7; $\square, \diamond, +$ - соответственно $\{200\}$ $\{011\}$ $\{111\}$ исходного монокристалла аустенита, X-положение оси образцов; O, $\square$ -полюсы выделенных ячеек соответственно б, в.

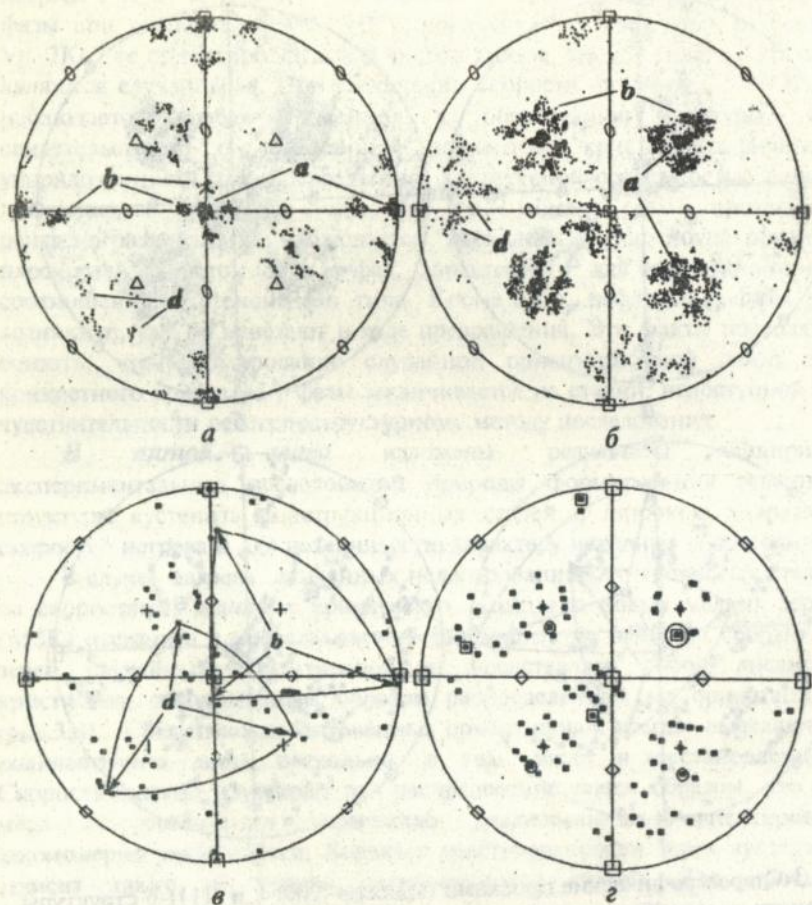


Рис.4. То же, что и на рис.3, скорость нагрева 1500 Ксек-1; в,г - расчетные полюса аустенита для ориентационных вариантов №1, №5 и им двойниковых.

значительно больше, чем в других местах, а интенсивность соответствующих рефлексов заметно выше. Сопоставление этих данных с расчетными показало, что для выделения таких ориентировок зерен γ -фазы достаточно преимущественной реализации восьми вполне конкретных вариантов о.с. Г-Т в каждом из шести кристаллов α -фазы (табл.2). Следовательно, количественно неравномерное распределение по ориентировкам, каковым является ансамбль кристаллов аустенита, порождается в этих условиях нагрева неравновероятной реализацией вариантов о.с. в ходе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Таблица 2.

N	В а р и а н т
1.	$(111)_\gamma \parallel (\bar{1}01)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [111]_\alpha$
2.	$(111)_\gamma \parallel (\bar{1}01)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$
3.	$(111)_\gamma \parallel (\bar{1}01)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [\bar{1}1\bar{1}]_\alpha$
4.	$(111)_\gamma \parallel (\bar{1}01)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [1\bar{1}1]_\alpha$
5.	$(111)_\gamma \parallel (101)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$
6.	$(111)_\gamma \parallel (101)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [\bar{1}11]_\alpha$
7.	$(111)_\gamma \parallel (101)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [1\bar{1}1]_\alpha$
8.	$(111)_\gamma \parallel (101)_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [11\bar{1}]_\alpha$

Примечание: варианты N1-N2, N3-N4 и т.д. являются попарно двойниковыми по плоскости (111).

Увеличение скорости нагрева ведет сначала к некоторому уменьшению количества кристаллов восстановленной ориентировки и исчезновению всех тех, которые не описываются восьмеркой преимущественно реализованных вариантов. В дальнейшем наблюдается постепенное увеличение количества кристаллов аустенита с восстановленной ориентировкой (участки -а-), уменьшение реализованных вариантов ориентировок с начала от восьми до четырех (участки -б-), а потом до двух и наконец при очень быстром нагреве ($\sim 3000 \text{ K c}^{-1}$) наступает полное блокирование всех вариантов о.с., кроме того, который представляет восстановленную ориентировку. Фазовое $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в этих условиях нагрева происходит из множества центров кристаллографически обратимо по отношению к каждому α -кристаллу пакета. Такова суть влияния скорости нагрева на состояние МЗК аустенита, образующегося в пакете реечного (дислокационного) мартенсита углеродистой стали. Необходимо также отметить, что преимущественная реализация отмеченных вариантов невозстановленных ориентировок аустенита сопровождается закономерным образованием двойниковых кристаллов по плоскостям двойникования $(111)_\gamma$, не входящих в ориентационные варианты этих

ориентировок. В силу малого количества факт их присутствия лучше проявляется при высоких скоростях нагрева.

Таким образом, экспериментальные данные о строении комплекса зерен аустенита, образующегося при нагреве до температуры Ac_3 пакета мартенсита углеродистой стали, не подтверждают известные точки зрения на природу его образования. Ни наложение на кристаллографически упорядоченный фазовый переход рекристаллизации [4,5], ни кристаллографическая неупорядоченность $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения [1] не являются причиной формирования невосстановленной зеренной структуры. Все ее особенности в самом широком диапазоне скоростей нагрева однозначно определяются свойством ориентированности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в рамках единого кристаллогеометрического механизма зарождения и роста. При достижении критических скоростей нагрева возникновение эффекта восстановления ориентировки монокристалла аустенита обусловлено не сменой общего механизма перестройки решетки, например, "нормального" на мартенситный, а является результатом подавления скоростью нагрева возможностей возникновения кристаллографически упорядоченным путем центров γ -фазы всех других ориентировок, кроме восстановленной. Собственно, восстановленная ориентировка монокристалла γ -фазы есть лишь особое структурное состояние зеренного комплекса с предельно возможной кристаллографической упорядоченностью. Следует особо отметить, что характерные особенности МЗК аустенита появляются сразу после начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и не являются результатом возникновения на какой-то его стадии в межкуритическом интервале температур процессов типа коалесценции или избирательного поглощения одних зерен другими.

Кристаллографическим анализом установлено, что отбор ориентировок невосстановленной γ -фазы не может быть объяснен исходя из концепции необходимости образования общих ее ориентаций на границе нескольких α -кристаллов. Более того, анализ реализовавшихся вариантов ориентировок свидетельствует о том, что участки аустенита невосстановленной ориентировки, возникнув в каком-то α -кристалле и неизбежно прорастая в пакете через ряд соседних кристаллов, попеременно оказываются с ними в других ориентационных соотношениях, нежели о.с. Г-Т. Т.е., ориентировка кристалла γ -фазы не оказывает решающего влияния на кинетику его роста и следует констатировать отсутствие в данных температурных условиях ориентационной зависимости скорости роста, по крайней мере в дислокационном мартенсите. Следовательно, необходимо согласиться с тем, что, и кристаллографическая упорядоченность $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, и

отбор вариантов ориентировок аустенита как явления формируются скорее всего на этапе, близком к стадии зарождения. Кроме этого, сам отбор ориентировок γ -фазы по мере увеличения скорости нагрева свидетельствует о структурной чувствительности процесса формирования ориентировок, а это возможно в том случае, когда механизм перестройки решеток $\alpha \rightarrow \gamma$ на стадии, близкой к зарождению, мартенситоподобный. Эти наблюдения подтверждают реальность представленной в четвертой главе модели формирования ориентировки аустенита на начальных стадиях $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Анализ полученных экспериментальных данных о структуре аустенита в углеродистой стали приводит еще к одному, не менее важному, выводу. Заключение о кристаллографической упорядоченности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в исследованном диапазоне скоростей нагрева является, строго говоря, в некоторой степени идеализированным. Все-таки ориентировки аустенита реализуются с некоторым случайным рассеянием вокруг расчетных, заметно превышающее методические погрешности. Это хорошо заметно при медленных скоростях нагрева. Кроме того, в небольшом количестве встречаются совершенно случайные ориентировки, возникновение которых может быть связано с кристаллографической неупорядоченностью $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, очень слабо проявляющейся в этих условиях нагрева. Следовательно, хотя точка зрения В.Д.Садовского [1] о том, что формирование МЗК аустенита в закаленной стали является результатом преобладания неупорядоченного типа превращения над упорядоченным, не подтверждается, однако при определенных условиях она может быть справедливой.

Исследования процесса формирования зеренной структуры аустенита в закаленных легированных сталях (38ХНЗМФ, 40ХНМ, 37ХНЗ, 20ХНЗМФ) позволили установить, что по сравнению с закаленными углеродистыми сталями для них реализуется более сложная ситуация. В интервале скоростей, меньших критических, общее распределение ориентировок γ -фазы на стереографической проекции состоит из двух множеств, каждое из которых имеет различное происхождение (рис.5). Для одного из них (В) характер закономерностей в расположении экспериментальных полюсов такой же, как и в доэвтектоидной углеродистой стали и, следовательно, соответствующие ориентировки возникают вследствие протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода в соответствии с о.с., близкими к соотношениям Г-Т. Для другого (А) характер закономерностей в расположении полюсов аустенита имеет совершенно иной вид и его происхождение является, с

учетом заметного рассеяния, следствием другой ориентационной связи между α и γ -решетками в момент превращения:

$$(211)\gamma \parallel (110)\alpha, \quad <0\bar{1}1>\gamma \parallel <1\bar{1}2>\alpha \quad (3),$$

т.е. развитие $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения согласно о.с. (3) происходит как процесс, кристаллографически обратный перлитному превращению. Показано, что скорость нагрева (в диапазоне $0,08 \div 300 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$) легированной стали оказывает на составляющую общей текстуры аустенита, обусловленной о.с. Г-Т, такое же влияние, как и при нагреве углеродистой стали. Однако такие изменения не столь четко выражены, поскольку фиксируются в значительно более узком скоростном диапазоне. Что касается второй составляющей, то, при приближении скорости нагрева к критической, происходит одновременное исчезновение кристаллов γ -фазы всех вариантов о.с. (3). На формирование текстуры, обусловленной новыми ориентационными соотношениями, влияет способ закалки. В легированных сталях, закаленных на бейнит, ее образование не наблюдается. Упорядоченность комплекса зерен аустенита в этом случае определяется протеканием $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения согласно о.с. мартенситного типа. Механизм возникновения новой морфологической формы аустенита остается неясным, однако есть все основания утверждать, что он связан с влиянием цементита. В качестве доказательства такого влияния можно рассматривать следующие факты:

- аустенит таких ориентировок возникает только в тех случаях, когда в отпущенной α -структуре присутствует цементит, ориентированный по закону Петча;
- изменение объемной доли такого цементита ведет к соответствующему изменению количества кристаллов аустенита этих ориентировок;
- изменение в одной и той же стали термообработкой ориентировок цементита с соотношений Петча (структура отпуска) на отношения Багарицкого (бейнит) устраняет возникновение аустенита указанной кристалломорфологической формы.
- процесс распада переохлажденного аустенита с образованием перлита происходит согласно этим же о.с. (3), причем в перлите цементит связан с ферритом также соотношениями Петча.

Таким образом в сталях как при нагреве, так и при охлаждении в области высоких температур фазовое $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращение может протекать согласно о.с. $\{211\}<0\bar{1}1>\alpha \parallel \{011\}<2\bar{1}1>\gamma$, существенным образом отличающихся от соотношений мартенситного типа. По всей видимости, необходимость совместного превращения сориентированных по Петчу α -фазы и цементита в аустенит и наоборот диктует возникновение ориентационных соотношений этого типа. Следует

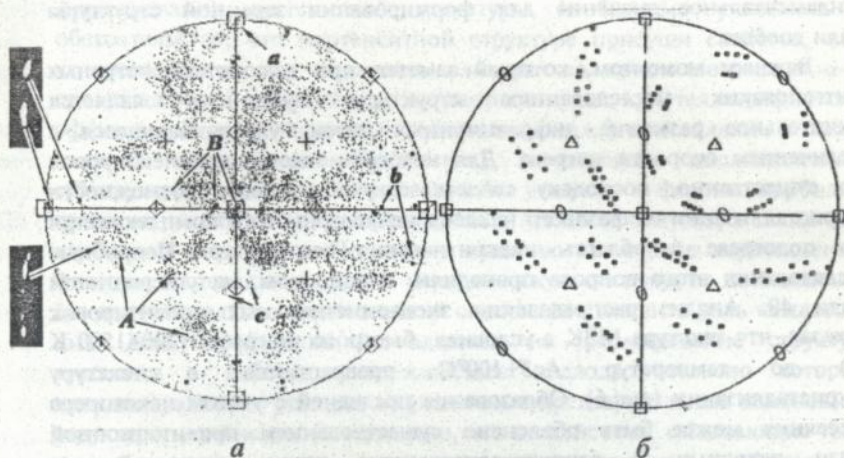


Рис.5. Стереографические проекции полюсов $\{200\}$ структуры аустенита сталей 38ХНЗМФ и 40ХНМФ, полученной нагревом до 800°C со скоростью 3 Ксек-1; а - экспериментальные полюсы, б - расчетные; е полюсы для о.с. $\{011\}$, $\{2\bar{1}1\}\gamma \parallel \{211\}$, $\{0\bar{1}1\}\alpha$.

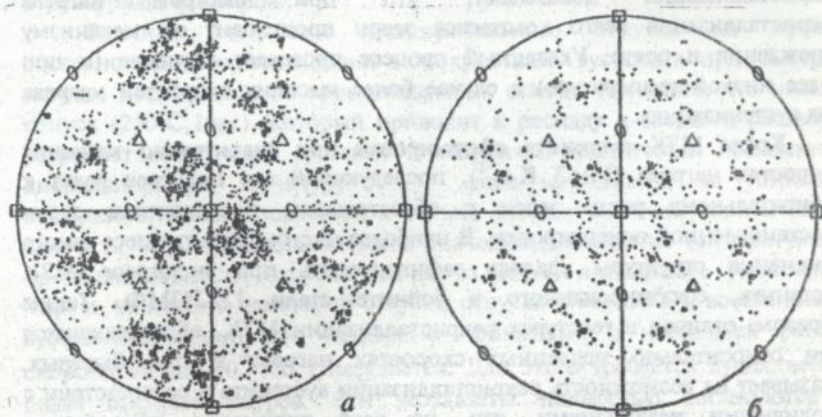


Рис.6. Стереографические проекции $\{200\}$ отражений рекристаллизованного аустенита стали 40 после нагрева со скоростью $200 \div 1500$ Ксек-1 до $950 \div 850^\circ\text{C}$ (а) и расчетные положения $\{200\}$ полюсов, построенные поворотами всех ориентировок МЗК вокруг осей $\langle 111 \rangle$ на угол $38,2^\circ$.

особо отметить, что реализация таких соотношений эффективно препятствует проявлению структурной наследственности и имеет фундаментальное значение для формирования зеренной структуры стали вообще.

Важным моментом, который замечен при высокотемпературных рентгеновских исследованиях структуры аустенита, является значительное размытие дифракционных пятен, увеличивающееся с увеличением скорости нагрева. Для невосстановленных ориентировок это существенно, поскольку свидетельствует в пользу возможности рекристаллизации от фазового наклепа мелкозернистого комплекса при его подогреве в область надкритических температур. Подробные исследования этого вопроса проводили, в основном, на углеродистой стали 40. Анализ распределения экспериментальных ориентировок показал, что текстура МЗК в условиях быстрого нагрева ($200-1500 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$) до температур $\text{Ac}_3 + 100^\circ\text{C}$ превращается в текстуру рекристаллизации (рис.6). Образование последней с учетом некоторого рассеяния может быть объяснено существованием ориентационной связи исходных и рекристаллизованных зерен, типичной для рекристаллизации ГЦК-металлов. Это поворот всех кристаллов аустенита, составляющих МЗК, на угол $\varphi = \pm 38^\circ$ вокруг каждого из направлений $\langle 111 \rangle$. Поскольку в исходном МЗК такие относительные разориентации зерен отсутствуют, то образование упомянутой текстуры рекристаллизации доказывает, что при быстром нагреве рекристаллизация всего комплекса зерен происходит по механизму зарождения и роста. Указанный процесс протекает активнее (и при более низкой температуре) в случае более высоких скоростей нагрева под аустенизацию.

Когда МЗК аустенита сформирован при значительно меньших скоростях нагрева ($V_n < 3 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$), последующий его подогрев ведет к избирательному росту зерен с обязательным поглощением зерен восстановленной ориентировки. В наиболее чистом виде процесс такого изменения структуры удалось зафиксировать при подогреве МЗК аустенита, сформированного в бейните стали 12ХН3МФ. Таким образом, отличая в текстурах рекристаллизации МЗК, образовавшихся при относительно медленных скоростях нагрева и при быстрых, указывает на возможность рекристаллизации аустенита в соответствии с различными механизмами, что, по всей видимости, обусловлено различной степенью фазового наклепа. И в том и в другом случае температура завершения рекристаллизации может быть отождествлена с температурой "в" Чернова.

При детальном анализе результатов исследований процесса формирования аустенитной структуры необходимо учитывать то обстоятельство, что мартенситной структуре присущи свойства, из-за которых она может оказывать влияние на кристаллографию $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и приводить к описанным выше кристаллографическим эффектам. К ним следует отнести границы между кристаллами в пакете, наличие остаточного аустенита, регулярную дислокационную субструктуру, возможные сегрегации по углероду и феррито-карбидные границы, неизбежно формирующиеся в процессе отпуска, а также сами карбидные выделения. По своему влиянию все вместе перечисленные факторы составляют сложную иерархическую систему, не позволяющую без дополнительных исследований однозначно выявить роль каждого из них. Для определения их влияния на формирование структуры аустенита в работе придерживались подхода, согласно которому прослеживалась ее реакция на различные предварительные изменения в структуре мартенсита. Естественно, что воздействия, вызывающие такие изменения, не должны затрагивать ориентировку и форму его кристаллов. В этом отношении очень полезным является предварительный отпуск. Применяя разную его степень с помощью температуры и длительности выдержки, можно менять состояние мартенсита отпуска, комбинируя присутствием тех или иных структурных факторов.

Влияние степени предварительного отпуска на эффект восстановления ориентировки монокристалла аустенита при быстром нагреве исследовали на хромоникелевых сталях. Показано, что низкий отпуск (250°C , 1 час), который приводит к распаду α -твердого раствора, устраняет остаточный аустенит и сохраняет практически неизменной дислокационную структуру реек мартенсита, не устраняет возможности восстановления, а только смещает величину критической скорости $V_{кр.}$ в область больших значений. Повышение температуры и продолжительности отпуска влечет за собой дальнейшее увеличение $V_{кр.}$ и, начиная с некоторой степени отпуска ($300+350^{\circ}\text{C}$), восстановить аустенитное зерно при нагреве с принятым в настоящей работе скоростями (до 10^4 Кс^{-1}) не удастся. Для этого требуется существенно более быстрый нагрев. Эти результаты полностью согласуются с имеющимися в литературе [5].

Скоростной отпуск мартенсита с достаточно большими скоростями нагрева ($V_n > 1000 \text{ К} \cdot \text{с}^{-1}$) на температуры вплоть до субкритических, сохраняющий практически неизменной его дислокационную субструктуру и остаточный аустенит, эффекту восстановления не препятствует, даже если скорость нагрева под

аустенизацию ниже, чем под отпуск. Сравнение влияния структур различной степени отпуска на условия проявления эффекта восстановления при быстром нагреве показало, что именно достаточно полное сохранение дислокационной субструктуры и связанного с ней углерода в количестве, достигающем некоторого критического значения, является необходимым условием проявления этого эффекта.

Ответ на вопрос, что представляет собой в кристаллографическом отношении комплекс зерен аустенита, который под влиянием предварительного отпуска заменяет при быстром нагреве восстановленную его ориентировку, был получен с помощью высокотемпературных рентгеновских исследований. Установлено, что до определенного момента предварительный отпуск, препятствуя восстановлению, приводит к образованию кристаллографически упорядоченного МЗК, аналогичного комплексу зерен аустенита неотпущенной легированной стали, нагретой с меньшими, чем Вкр., скоростями. Т.е., первоначально предварительный отпуск действует подобно уменьшению скорости нагрева (рис.7а,б). Точка зрения [5] о том, что после предварительного отпуска эффект восстановления ориентировки аустенита при быстром нагреве не проявляется из-за вмешательства в процесс $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода рекристаллизации, не находит экспериментального подтверждения. Дальнейшее значительное увеличение длительности высокотемпературного отпуска (600°C , 10 часов), сопровождающееся заметным уменьшением в α -фазе плотности дислокаций и коагуляцией карбидной фазы, ведет к нарушению упорядоченности МЗК аустенита, и появлению большого количества зерен случайной ориентации.

Исследования влияния предварительного отпуска на кристаллографию МЗК аустенита проведены на углеродистой стали. Установлено, что перемены, произошедшие с мартенситом при низкотемпературном отпуске (250°C , 2 часа), не влияют при последующем быстром нагреве на кристаллографическую упорядоченность МЗК. Напротив, увеличение температуры двухчасового отпуска до 600°C , когда формируется феррито-цементитная структура с ощутимым уменьшением плотности дислокаций, приводит после быстрого нагрева ($V_n \sim 1500 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$) к заметным изменениям в строении МЗК. Хотя комплекс зерен в целом по-прежнему сохраняет кристаллографическую упорядоченность, в нем в большом количестве появляются зерна других ориентаций, разрешенных ориентационными соотношениями Г-Т. Такой результат является следствием уменьшения вырожденности (разблокировки) вариантов о.с. Г-Т при $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходе. Кроме того, что важно для существа проблемы, после предварительного

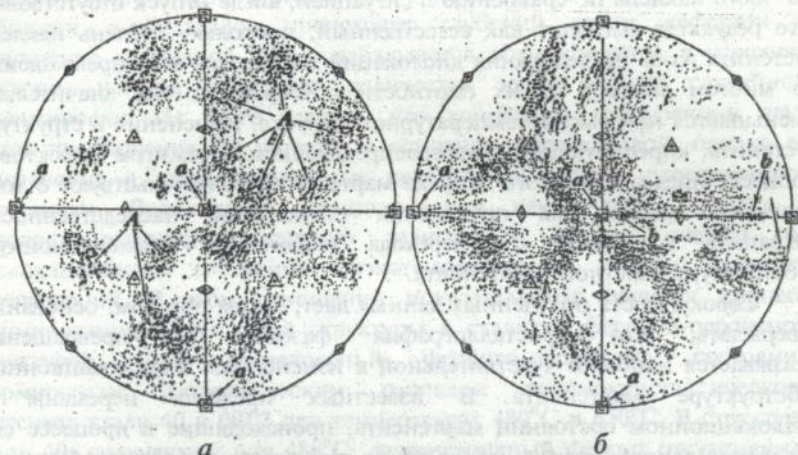


Рис.7. Стереографические проекции полюсов $\{200\}$ структуры аустенита стали 38ХНЗМФ. Нагрев со скоростью 300 Кс^{-1} после предварительного отпуска: а-250 °С, 1 час; б-270÷290 °С, 1,5 часа;

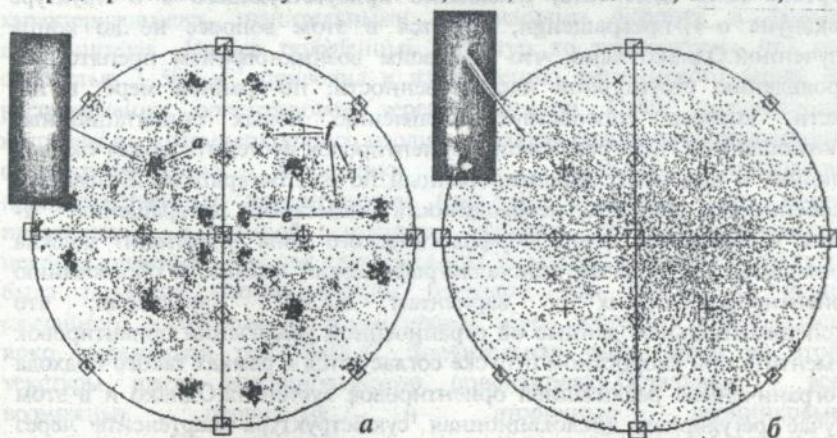


Рис.8. Стереографическая проекция $\{111\}$ отражений структуры аустенита после нагрева стали 40 до A_{c3} со скоростью $3,0 \text{ Кс}^{-1}$; а, - феррит-перлит, 650 °С; б - перлит, 480 °С.

двухчасового отпуска при 600°C заметно уменьшается размытие рефлексов аустенита. И, следовательно, уменьшается степень его фазового наклепа по сравнению с ситуацией, когда отпуск отсутствовал. Это результат выглядит как естественный, поскольку степень наклепа аустенита из-за наследования дислокаций в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения во многом зависит от их плотности в α -фазе, а она значительно уменьшается при высокотемпературном отпуске. Изменения в структуре аустенита, коррелирующие с перераспределением и отжигом дефектов в процессе предварительного отпуска мартенсита, свидетельствуют о том, насколько важно для проявления структурной наследственности сохранить к началу $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода неизменной дислокационную субструктуру пакетного мартенсита.

Совокупность полученных данных дает, таким образом, основания утверждать, что кристаллография фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения оказывается наиболее чувствительной к изменениям в дислокационной субструктуре мартенсита. В известных пределах перемены в дислокационном состоянии мартенсита, происходящие в процессе его предварительного отпуска, приводят по сравнению с закаленной сталью только к изменению кристаллографической упорядоченности комплекса зерен аустенита, сама же упорядоченность остается его характерной чертой. Роль цементита, неизбежно присутствующего в α -структуре накануне $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, остается в этом вопросе не до конца изученной. Однако ясно, что он своим возникновением препятствует проявлению структурной наследственности, по крайней мере, в той части, которая способствует появлению новых ориентационных соотношений (1). На реализацию ориентировок аустенита может оказать влияние и цементит, ориентированный по о.с. Багряцкого. Вследствие особенностей этих о.с., необходимость совместного превращения α -фазы и цементита этого морфологического типа в аустенит должна приводить, как показал кристаллографический анализ, к образованию ориентировок, близких к вариантам о.с. Г-Т. Характерно, что экспериментальные данные об ограниченной реализации ориентировок цементита при скоростном отпуске согласуются в рамках такого подхода с ограниченной реализацией ориентировок аустенита. Однако и в этом случае регулярная дислокационная субструктура мартенсита через отбор ориентировок цементита оказывает влияние на кристаллографию $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

С другой стороны, результаты исследований влияния степени отпуска мартенсита на процесс формирования структуры аустенита со всей очевидностью демонстрируют возможность появления кристаллографической неупорядоченности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения

подобно тому, как это имеет место при нагреве отожженного железа. Именно после очень длительного отпуска, когда при сохранении общности α -кристаллов происходит глубокий отжиг дефектов и укрупнение карбидной фазы, наблюдается возникновение в условиях быстрого нагрева заметного количества зерен γ -фазы случайной ориентировки. Из этого следует, что концепция конкуренции двух типов превращения [1] остается в основном справедливой, однако ее применение в свете полученных результатов требует существенного пересмотра. Возможность доминирования какого-либо из них в условиях высоких температур зависит в первую очередь от дислокационного состояния низкотемпературной α -фазы накануне превращения. В этом отношении показательным является процесс формирования аустенитной структуры в сталях с феррито-перлитной структурой. Для исследованных феррито-перлитных состояний формировали изотермическим распадом крупнокристаллического аустенита стали 40 и 09Г2 при температурах 480°C и 650°C. В структуре стали 40, полученной при 480°C, доэвтектоидный феррит отсутствовал, а феррит перлита, как известно (гл.3), ориентационно связан с аустенитом соотношениями (1). В случае изотермического распада при 650°C структурное состояние обеих сталей кроме всего этого характеризовалось значительными выделениями феррита в форме видманштетта. Нагрев полученных структур до температуры A_{c3} со скоростью $3 \div 50 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$ приводил к измельчению аустенитного зерна. В распределении ориентировок зерен аустенита Ст40, полученного нагревом низкотемпературного перлита, полюсы равномерно заполняют стереографическую проекцию без видимых признаков преимущественных ориентировок (рис.8,б). Очевидно, что $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в данной ситуации является кристаллографически неупорядоченным. Для тех случаев, когда феррито-перлитная структура была получена изотермическим распадом при 650°C, на фоне случайного распределения ориентировок зерен аустенита наблюдалась ярко выраженная текстура (8,а). Значительная часть зерен из этой текстуры имеет восстановленную ориентировку. Остальные - все возможные первичные и вторичные двойниковые ориентировки. Сопоставление этих результатов с расчетными показало, что реализовавшиеся ориентировки могут являться вариантами обоих типов о.с. Следовательно, присутствие в исходном состоянии видманштеттового феррита приводит к появлению кристаллографической упорядоченности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Таким образом ориентированность α -структуры сама по себе еще не обеспечивает кристаллографической упорядоченности превращения и,

тем более, проявления структурной наследственности. Для этого очень важно, по какому механизму образована α -фаза, который отражается в ее дислокационном состоянии. С этой точки зрения все так называемые до сих пор кристаллографически упорядоченные структуры (мартенсит, бейнит, видманштетт, структура скоростного отпуска) объединены общим свойством упорядоченности дислокационной субструктуры. Двойственный в кристаллографическом отношении характер процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода может быть объяснен в рамках модели формирования ориентировки γ -фазы на начальных его стадиях, предложенной в настоящей работе.

В шестой главе представлены результаты исследований влияния некоторых факторов на структурную наследственность.

Изучено влияние содержания углерода на проявление эффекта восстановления величины зерна γ -фазы в закаленном железе, легированном 3% хрома. Показано, что критическая скорость нагрева, выше которой он имеет место, зависит от содержания углерода в сплаве, резко уменьшаясь при его увеличении выше предела растворимости. Для закаленного легированного железа с содержанием углерода на уровне его максимальной растворимости (0,03%) металлографическим методом установлено существование эффекта восстановления величины зерна при скоростях нагрева порядка $10^4 \cdot \text{Кс}^{-1}$. Учитывая кристаллографическую неупорядоченность полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода, наблюдающуюся в этом же сплаве в исходно отожженном состоянии (гл.4), факт существования эффекта восстановления является важным подтверждением фундаментальной роли дислокационной субструктуры в этом явлении.

Предварительная пластическая деформация закаленных легированных сталей (12ХН3МФ, 37Х2НГСМ) при небольших ее степенях ($\epsilon < 15\%$), подобно продолжительному, отпуску препятствует при последующем быстром нагреве восстановлению ориентировки зерна аустенита, повышая необходимую для этого критическую скорость нагрева. Действие деформации заключается в том, что вместо восстановленной ориентировки формируется текстурованный комплекс зерен и, с определенным рассеянием, реализуется множество других вариантов ориентировок, разрешенных ориентационными соотношениями $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода.

Вывод о важной роли дислокационной субструктуры мартенсита в явлении структурной наследственности стали подтверждается также результатами исследования влияния степени предварительного отжига аустенита на восстанавливаемость его структуры. Эти исследования в работе проведены на сталях типа 12ХН3МФА, в которых после

длительного предварительного отжига аустенита и закалки формировали дислокационную субструктуру мартенсита повышенной стабильности, чему в значительной мере способствовала легированность сталей такими элементами, как Mo, V, Ti. Установлено, что с ростом температуры отжига для данных сталей наблюдается тенденция повышения склонности к восстановлению величины исходного зерна аустенита. При достижении предельной температуры 1350°C как для мартенсита, так и для бейнита сталей, характеризующихся сравнительно высоким суммарным содержанием Mo, V, Ti, скоростной интервал измельчения структуры аустенита исчезает и наблюдается восстановление величины бывшего аустенитного зерна во всем диапазоне скоростей повторного нагрева.

Основополагающая роль дислокаций в явлении структурной наследственности, возникающих в процессе фазовых превращений мартенситного типа, находит свое подтверждение в исследованиях превращения при охлаждении "восстановленного" аустенита, который, как известно, находится в фазонаклепанном состоянии. Именно при последовательности фазовых переходов $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ удастся избежать совместного присутствия структурных факторов, могущих потенциально оказать влияние на реализацию определенных вариантов ориентировок α -фазы и продемонстрировать важную роль дефектов в явлении наследственности при фазовых превращениях вообще. Монокристаллы аустенита в фазонаклепанном состоянии получали восстановлением его ориентировки при медленном (со скоростью $1\text{ К} \cdot \text{мин}^{-1}$) нагреве до температуры 850°C закаленных образцов сталей 40ХНМФ и 20ХНМФ, содержащих один пакет мартенсита (этап $\alpha \rightarrow \gamma$). Рентгенографическим и металлографическим методами установлено, что при последующем изотермическом превращении фазонаклепанного аустенита как при малых ($\sim 685^\circ\text{C}$), так и при больших степенях переохлаждения ($< 560^\circ\text{C}$) имеет место восстановление шести ориентировок α -кристаллов пакета мартенсита. Предварительный отжиг фазонаклепанного аустенита устраняет при последующем охлаждении проявление эффекта восстановления шести ориентировок. Таким образом, сопоставление результатов исследований $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения для двух противоположных состояний γ -фазы указывает на то, что дефекты кристаллического строения (дислокации) влияют при высоких температурах на кристаллографию фазового превращения. Если такие дефекты возникли в ходе предыдущего фазового превращения, т.е. имел место фазовый наклеп, то они могут служить причиной структурной наследственности.

В седьмой заключительной главе продемонстрированы возможности применения скоростного нагрева для радикального

улучшения зеренной структуры горячекатанных сталей и повышения механических свойств проката, применяемого в судостроении. Показано, что СЭТО, повышая прочностные и пластические свойства, чрезвычайно эффективно улучшает ударную вязкость и хладостойкость судостроительных сталей. Обсуждаются технологические режимы и некоторые вопросы технической реализации технологии в производстве. Созданная совместно с УкрНИИ КМ "Прометей" и ИЭ НАН Украины на основе применения быстрого электроконтактного нагрева экологически чистая технология СЭТО проката, позволяет повысить его качество до уровня международных стандартов, значительно увеличить хладостойкость, заметно снизить по сравнению с традиционными методами термообработки энергозатраты и потери металла при относительно невысоких удельных затратах. Технология освоена на Краматорском металлургическом заводе в 1989г., где созданы производственные мощности с годовой производительностью 23 тыс. тонн термообработанного проката.

В приложении представлены документы о практическом внедрении некоторых результатов работы.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Развита принципы функционирования и создана не имеющая аналогов экспериментальная методика скоростной высокотемпературной рентгенографии, позволяющая в условиях высоких температур и кратковременной стабильности структурного состояния фаз изучать кристаллогеометрические закономерности формирования их структуры. Практика экспериментальных исследований подтвердила эффективность и надежность конструктивных решений, использованных при создании новой экспериментальной рентгеновской аппаратуры.
2. В широком диапазоне скоростей нагрева (до $2 \cdot 10^4 \text{ K} \cdot \text{с}^{-1}$) мартенсита до температур начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения не удается задержать распад пересыщенного по углероду твердого α -раствора. Накануне превращения структура быстроотпущенной стали характеризуется большой плотностью дислокаций, наличием на дислокациях сегрегаций по углероду типа атмосфер и чрезвычайно высокой дисперсностью карбидной фазы. Интенсивность взаимодействия атомов углерода с дислокациями, являющегося причиной сохранения обогащенных углеродом субмикрочастиц α -фазы, монотонно возрастает с увеличением скорости нагрева и уровня легирования сталей карбидообразующими элементами. В процессе скоростного отпуска

между цементитом и α -фазой реализуются как о.с. Багарицкого, так и о.с. Петча, а не только о.с. Багарицкого, как считалось раньше. Вероятность появления о.с. Петча в легированных хромоникелевых сталях значительно выше, чем в нелегированных. Для о.с. Багарицкого закономерно реализуется крайне ограниченное число вариантов ориентировок ($2 \div 3$).

3. В условиях быстрого нагрева дислокационного мартенсита присутствие перед началом $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения микрообъемов α -фазы с повышенным содержанием углерода, а также высокой плотности дислокаций оказывает каталитическое действие на процесс образования начальных порций аустенита. При достижении критических скоростей нагрева, а значит, по всей видимости, и критического по размерам и концентрации состояния этих микронеоднородностей, начало фазового перехода следует рассматривать как процесс с метастабильной стадией, слабо зависящей от диффузионных перемещений углерода. Тем не менее в целом механизм превращения является диффузионным. Полученные экспериментальные результаты послужили основанием для внесения уточнения в концентрационный микромеханизм аустенизации углеродистых сталей. Предложено механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода в неравновесных условиях рассматривать как процесс, основывающийся на концентрационной схеме образования малоуглеродистого аустенита.

4. При нагреве нелегированных углеродистых сталей с кристаллографически упорядоченной структурой мартенсита, бейнита и т.п. зеренная структура аустенита в момент завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения оказывается текстурированной из-за кристаллографической упорядоченности самого превращения. Скорость нагрева, влияя на реализацию вариантов ориентационных соотношений, близких к Г-Т, приводит к тому, что упорядоченный комплекс зерен аустенита формируется как совокупность кристаллов, неодинаково распределенных по вариантам ориентировок. С увеличением скорости нагрева количество реализовавшихся вариантов о.с. закономерно уменьшается, стремясь с приближением критической скорости к одному восстановленному. Эффект восстановления ориентировки аустенита наступает как результат подавления скоростью нагрева образования кристаллов всех вариантов о.с., кроме восстановленного, а не как результат смены в целом кристаллогеометрического механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения на обратный мартенситный. Концепции о механизме формирования МЗК аустенита в закаленных сталях, согласно которым в межкритическом интервале температур ведущая роль в этом процессе отводится рекристаллизации или кристаллографической

неупорядоченности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, экспериментально не подтверждаются.

5. В закаленных на мартенсит легированных сталях процесс формирования новой структуры аустенита сохраняет все особенности, характерные для углеродистых сталей. Основная его отличительная черта состоит в том, что к текстуре, обусловленной о.с. Г-Т, добавляется текстура, связанная с протеканием $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения по ориентационному закону, близкому к

$$\{011\} \langle 2\bar{1}1 \rangle_{\gamma} \parallel \{211\}_{\alpha} \langle 0\bar{1}1 \rangle_{\alpha}$$

Соответствующей скоростью нагрева или степенью отпуска эту текстуру можно выделить в самостоятельную. Сами зерна аустенита поэтому имеют различное кристаллогеометрическое происхождение и могут быть квалифицированы как два разных морфологических типа. Тем самым впервые установлена возможность протекания превращения в сталях как при охлаждении, так и при нагреве согласно новым ориентационным соотношениям, существенно отличающимся от о.с. мартенситного типа. Соотношения реализуются при относительно высоких температурах ($T \sim 450^{\circ}\text{C}$) с заметным случайным рассеянием вокруг идеальных, являются эффективным способом устранения структурной наследственности и имеют фундаментальное значение для формирования зеренной структуры стали в целом. Показано, что возникновение таких ориентационных соотношений связано с необходимостью участия (выделения или растворения) в $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении карбидной фазы.

6. Мелкозернистый комплекс невосстановленного аустенита, сформировавшийся при нагреве пакетного мартенсита, испытывает при дальнейшем нагреве в область надкритических температур рекристаллизацию, вызванную фазовым наклепом. В случае высоких скоростей нагрева под аустенизацию рекристаллизация протекает по механизму зарождения новых центров и их дальнейшего роста. При не очень быстром нагреве она способна развиваться путем собирательного роста с непременным поглощением зерен восстановленной ориентировки. И в том и в другом случаях температура завершения указанных процессов может быть отождествлена с точкой "в" Чернова.

7. Предварительный отпуск закаленной стали препятствует эффекту восстановления аустенитной структуры (в условиях высоких скоростей нагрева) тем в большей мере, чем выше температура отпуска и больше время выдержки. При не очень больших степенях сущность его влияния заключается в том, что взамен восстановленной ориентировки формируется мелкозернистый комплекс закономерно ориентированных кристаллов, подобный комплексу зерен в закаленной стали.

Кристаллографическая упорядоченность комплекса является следствием протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с соблюдением характерных для легированных сталей (при нагреве мартенсита) ориентационных соотношений. Точка зрения о том, что образование мелкого зерна аустенита в отпущенной стали является результатом наложения на $\alpha \rightarrow \gamma$ -переход рекристаллизации, температура которой понизилась до уровня межкритического интервала, не нашла своего подтверждения.

8. Влияние высокого предварительного отпуска на строение МЗК аустенита заключается в изменении степени вырождения ориентационных вариантов о.с. в момент превращения, что приводит по сравнению с закаленной сталью к появлению дополнительных ориентировок зерен аустенита. Резко ограниченное распределение ориентировок зерен, характерное для нагрева закаленной стали, после предварительного высокого отпуска не очень большой длительности (до 2 ч.) дополняется присутствием в нем всех других ориентаций, разрешенных ориентационными соотношениями. Температура отпуска на уровне 250-300°C не оказывает заметного влияния на строение МЗК.

9. Экспериментальные данные о влиянии скорости нагрева дислокационного мартенсита, а также степени его отпуска на формирование начальной структуры аустенита свидетельствуют о структурной чувствительности кристаллографии $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, заключающейся в реакции процесса формирования вариантов ориентировок Г-Т на эволюцию дислокационной структуры мартенсита. Это подтверждает мартенситоподобный механизм перестройки $\alpha \rightarrow \gamma$ на стадии формирования зародышей аустенита.

10. Возможность реализации кристаллографически упорядоченного или неупорядоченного типов $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в железе и сталях определяется дислокационным состоянием α -фазы накануне превращения. При быстром нагреве так называемых кристаллографически упорядоченных структур (мартенсит, бейнит, видманштетт) с высокой плотностью дислокаций доминирует упорядоченный тип. В случае нагрева перлита или отожженного железа, в которых развитая дислокационная структура отсутствует, реализуется неупорядоченный тип превращения. В промежуточной ситуации длительно отпущенного мартенсита наблюдается сосуществование обоих типов превращения. Сформулировано положение о том, что необходимыми условиями развития неупорядоченного типа превращения является низкая плотность и случайное распределение дислокаций в α -фазе при относительно высокой температуре его протекания.

11. Опытами по влиянию внешних воздействий (степень предварительного отпуска, небольшая пластическая деформация и т.п.) на структуру мартенсита и образующуюся из него при быстром нагреве структуру аустенита установлено, что критическим звеном, определяющим кристаллографическую обратимость фазовых переходов в сталях, является сохраненная пространственная дислокационная субструктура α -или γ -фаз, приобретаемая на этапе предыдущего фазового перехода сдвигового типа. Данное положение подтверждено также обнаружением в легированной стали структурной наследственности при охлаждении.

12. Двойственный в кристаллографическом отношении характер процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода может быть объяснен в рамках модели ОЦК $\rightarrow$ ГЦК перехода, основанной на концепции предельной релаксации внутренних напряжений между взаимопревращающимися фазами в условиях высоких температур. В модели, деформационной перестройки ОЦК-решетки, являющейся источником внутренних напряжений, противопоставляется пластическая релаксация, осуществляемая однородной деформацией скольжением. В результате действия этих процессов в небольшом характерном объеме исходной α -фазы формируется γ -фаза определенной ориентировки с нулевым макросдвигом. Показано, что в этом случае относительная ориентация между решетками полностью определяется типом комбинаций действующих систем скольжения. Большому их разнообразию отвечает и соответствующее разнообразие в типах ориентационных соотношений $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода. Высказано предположение, что в условиях достаточно высоких температур $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение внешне может восприниматься как кристаллографически неупорядоченное. При наличии в исходной фазе пространственно упорядоченной дислокационной структуры, процесс пластической релаксации приобретает конкретную направленность в смысле действия систем скольжения и по этой причине $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение становится кристаллографически упорядоченным.

13. Скоростная электротермическая обработка является эффективным средством устранения крупнокристаллического строения сталей и повышения комплекса их механических свойств. Используя полученные в настоящей работе результаты по формированию структуры аустенита, разработаны схемы и режимы термического упрочнения сталей с использованием повышенных скоростей нагрева. Последние положены в основу создания варианта экологически чистой, энерго- и ресурсосберегающей технологии СЭТО судостроительного проката.

Технология реализована и используется на Краматорском металлургическом заводе.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1.Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Аустенитные превращения в деформированной стали 30 при быстром нагреве. //Сб. Фазовые превращения. Сер.МФ.-Киев, Наук.думка, 1970.-вып.27.- С.79-82.

2.Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. К вопросу об $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении в деформированной углеродистой стали при скоростном нагреве. Сб. Структура и свойства сплавов. Сер.МФ.-Киев, Наук. думка, 1970. - вып.29.-С.107-109.

3.Гриднев В.Н., Евприв А.Д., Телевич Р.В. и др. Установка для исследования металлов и сплавов при больших скоростях нагрева.//В кн. Приборы для исследования физических свойств материалов.-Киев: Наук.думка, 1974.-С.79-90.

4.Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В.Структурная наследственность в закаленных углеродистых сплавах.//В кн.: Вопросы металловедения и термич. обработки стали и титановых сплавов.-Пермь,1977.-С.12-14.

5.Смирнов А.М., Емченко-Рыбко Е.В., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Особенности скоростной термической обработки конструкционных сталей с перегретой структурой.//Сб.Прогрессивные технологические процессы и оборудованик для термообработки.-М,НИАТ,1984.-С.41-46.

6.Емченко-Рыбко Е.В., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Об обратных мартенситных превращениях в стареющих железо-никелевых сплавах при быстром нагреве.//Металлофизика.-1983-5, N3.-С.36-40.

7.Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Образование аустенита в перегретых закаленных конструкционных сталях//Металлофизика.-1979.-1, N1, С.92-105.

8.Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. О восстановлении зерна в закаленных углеродистых сталях.//ФММ.-1980.-49, N3.-С.668-670.

9.Гриднев В.Н., Вовк Я.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Об ориентации феррита в перлите относительно аустенита.//ФММ.-1980.-49, N4.-С.890-892.

10.Телевич Р.В. Кристаллографические особенности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в железе и сталях при непрерывном нагреве.//Металлофизика.-1980.-2, N6.-С.68-75.

11.Емченко-Рыбко Е.В., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Влияние электротермической обработки на процессы структурообразования мартенситостареющих сталей.//Сб. докл. Международная конференция X Общегосударственные дни термической обработки.-Братислава; 1984.-С.16-21.

12. Вовк Я.Н., Емченко-Рыбко Е.В., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Роль дислокаций в явлении структурной наследственности в сталях.//Металлофизика.-1985.-7, N1.-С.42-46.
13. Вовк Я.Н., Емченко-Рыбко Е.В., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. О двойниках в железоникелевых сплавах.//ФММ.-1987.-64,N3.-С.521-524.
14. Емченко-Рыбко Е.В., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Влияние деформации мартенсита на ориентацию кристаллов γ -фазы Fe-Ni-сплавов при нагреве.Металлофизика.-1988.-10,N 6.- С.77-81.
15. Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Роль некоторых наследственных факторов при скоростной обработке сталей с неравновесной структурой.//Сб.докл. III конф. "Применение современных технологий термообработки материалов".- Карл-Маркс-Штадт, ГДР, 1988.-С.251-255.
16. Телевич Р.В., Приходько С.В., Ошкадеров С.П. Высокотемпературная рентгеновская камера скоростной съемки.//Заводская лаборатория.-1989.- N 10.-С.45-46.
17. Емченко-Рыбко Е.В., Телевич Р.В. Кристаллогеометрические особенности образования γ -фазы в сплавах с двойникованным мартенситом.//Металлофизика.-1988.-10,N5.-С.34-40.
18. Ошкадеров С.П., Приходько С.В., Телевич Р.В., Якушечкин Е.И.//Кристаллография МЗК аустенита, сформировавшегося в отпущенном пакетном мартенсите малоуглеродистой стали при быстром нагреве. Металлофизика.-1991.-13,N2.-С.37-47.
19. Телевич Р.В., Кочерга О.В., Приходько С.В., Якушечкин Е.И. Кристаллография образования аустенита вблизи поверхностей раздела.//Металлофизика.-1991.-13,N9.-С.52-59.
20. Телевич Р.В., Перелома Е.В., Вовк Я.Н., Горняк С.З. Рентгенографическое исследование строения двойникового мартенсита железоникелевых сплавов.// Металлофизика.-1992.-14, N8.-С.58-64.
21. Якушечкин Е.И., Телевич Р.В., Гарасим Ю.А. и др. Электронормализация проката из сталей массового назначения.//Сталь.-1992.-N10.-С.62-65.
22. Приходько С.В., Телевич Р.В., Якушечкин Е.И. Влияние перегрева легированной малоуглеродистой стали на структурную наследственность.//Металлофизика.-1993.-15,N1.-С.33-42.
23. Телевич Р.В., Приходько С.В. Кристаллография образования аустенита в закаленной углеродистой стали.//Металлофизика.-1993.-15,N4.-С.26-38.
24. Телевич Р.В., Приходько С.В., Кочерга О.В. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на структурную наследственность при быстром нагреве.//Металлофизика.-1993.-15,N10.-С.81-89.
25. Телевич Р.В., Приходько С.В. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на кристаллографию МЗК аустенита.//Металлофизика.-1993.- 15,N12.-С.35-41.

26. Телевич Р.В., Приходько С.В. Образование структуры аустенита в закаленных легированных сталях.//Металлофизика.-1993.-15, N8.-С.47-55.
27. Телевич Р.В., Перелома Е.В., Горняк С.З., Якушечкин Е.И. Исследование ориентировки карбидной фазы, образовавшейся в результате отпуска конструкционных сталей.//Металлофизика и новейшие технологии.-1994.-16,N1.-С.62-67.
28. Телевич Р.В., Приходько С.В. Рекристаллизация мелкозернистого комплекса аустенита углеродистой стали.//Металлофизика и новейшие технологии.-1994.-16,N3.-С.58-64.
29. Телевич Р.В., Приходько С.В. Кристаллография образования аустенита в доэвтектоидной углеродистой стали с феррито-перлитной структурой.//Металлофизика и новейшие технологии.-1994.-16,N8.-С.28-33.
30. Перелома Е.В., Телевич Р.В., Горняк С.З., Нейман В.Д. Исследование состава цементита при* отпуске мартенсита малоуглеродистых сталей.//Металлофизика и новейшие технологии.-1994.-16,N3.-С.80-84.
31. Телевич Р.В., Горняк С.З. Кристаллография образования феррито-перлитной структуры в доэвтектоидных сталях. Ч.2. Электронно-микроскопические данные.//Металлофизика и новейшие технологии.-1994.-16,N4.-С.56-60.
32. Телевич Р.В., Приходько С.В. Кристаллография образования феррито-перлитной структуры в доэвтектоидных сталях. Ч.1. Рентгенографические данные.//Металлофизика и новейшие технологии.-1994.-16, №7.-С.39-45.
33. Гриднев В.Н., Якушечкин Е.И., Телевич Р.В. и др. Способ термической обработки проката из низколегированных сталей. //А.с. N 1341226.-1987.
34. Телевич Р.В., Ошкадеров С.П., Петьков В.В., Приходько С.В. Высокотемпературная рентгеновская камера.//А.с. N1467472.-1988.
35. Коваль Ю.Н., Синицкий Н.Е., Телевич Р.В., и др. Зажимное устройство токоподвода установки для электроконтактного нагрева.//А.с. N 1541283.
36. Телевич Р.В., Кочерга О.В., Приходько С.В. и др. Высокотемпературная рентгеновская камера// N1695198, 1991.
37. Шейко В.И., Якушечкин Е.И., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В. Состояние и перспективы развития скоростной термической обработки проката с применением электроконтактного нагрева.//Сб. докладов Всесоюзной научно-технической конференции "Повышение качества металлопроката".-Днепропетровск, ИЧМ, 1988.-С.6.
38. Oshkadeorov S.P., Prihod'ko S.V., Televich R.V. High-Speed Roentgenography at a High Temperature// 6 Tagung Festkorperanalitik.-Karl-Marx-Stadt, DDR- 1990.-S.232.

39. Prikhod'ko S.V., Televich R.V. X-Ray Diffraction Rapid Registration Method at a High Temperature // Third European Powder Diffraction Conference EPDIC-3.-Vienna, Austria.-1993.-P.59.
40. Televich R.V., Prikhod'ko S.V. Crystallography of Austenite Structure Forming in Quenched Carbon Steel Under Heatating// Third European Powder Diffraction Conference EPDIC-3.-Vienna,Austria.-1993.-P.62.

ЛИТЕРАТУРА

1. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали.- М.: Металлургия, 1973.
2. Гриднев В.Н., Мешков Ю.Я., Ошкадеров С.П., Трефилов В.И. Физические основы электротермического упрочнения стали.- Киев: Наукова думка, 1973.
3. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали.- М.: Металлургия, 1973.
4. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железо-углеродистых сплавах.- М.: Металлургия, 1982.
5. Садовский В.Д., Счастливец В.М., Табачникова Т.И., Яковлева И.Л. Лазерный нагрев и структура стали.- Свердловск, 1989.
6. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали.- Киев: Наукова думка, 1987.

АННОТАЦИЯ

ТЕЛЕВИЧ Р.В. Генезис структуры аустенита при нагреве конструкционных сталей. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.16.01-металловедение и термическая обработка металлов, Институт металлофизики НАН Украины, Киев, 1995.

Защищается 40 научных работ, которые содержат экспериментальные и теоретические исследования закономерностей структурогенеза аустенита в конструкционных сталях. Развита представления о механизмах влияния скорости нагрева, температуры, уровня легирования и характера исходного состояния на возникновение и дальнейшее развитие зеренной структуры аустенита. Обнаружены новые кристаллографические закономерности протекания фазового $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения и установлена их роль в формировании структуры сталей. В свете полученных результатов показаны возможности и преимущества применения быстрого нагрева для термического упрочнения судостроительных сталей. Дано краткое описание новой технологии скоростного электротермического упрочнения (СЭТО) судостроительного проката.

Ключові слова: аустеніт, мартенсит, перліт, цементит, зерно, сталь, швидкість нагрівання, кристаллографія, фазове перетворення, орієнтаційні співвідношення, структурна спадковість, прокат.

Televich R.V. The origin of austenite structure under heating of construction steels. Thesis for the degree of doctor of technical sciences. Speciality 05.16.01-metal science and heat treatment. Institute of Metal Physics, NAS of Ukraine, Kiev, 1994.

Defended are 40 scientific papers which contain experimental and theoretical investigations of regularities of the origin of austenite structure in construction steels. The mechanisms of influence of heating rates, temperatures, of doping, and of initial structure on the appearance and development of austenite grain structure were established. New crystallographic regularities of $\alpha \leftrightarrow \gamma$ phase transformation were discovered and their role in steel structure forming were determined. The results obtained gave the possibility to show the opportunities and advantages of applying a high heating rate to the thermal treatment of ship-building steels. A brief description of new high-rate electrothermal strengthening of ship-building rolled steel is being presented.

ІМН НАН України. Підп. до друку П.І.2..95. Формат 60х84/16.
Зам. 015 -95. Тираж 100 пр.

4530

AB 33.760